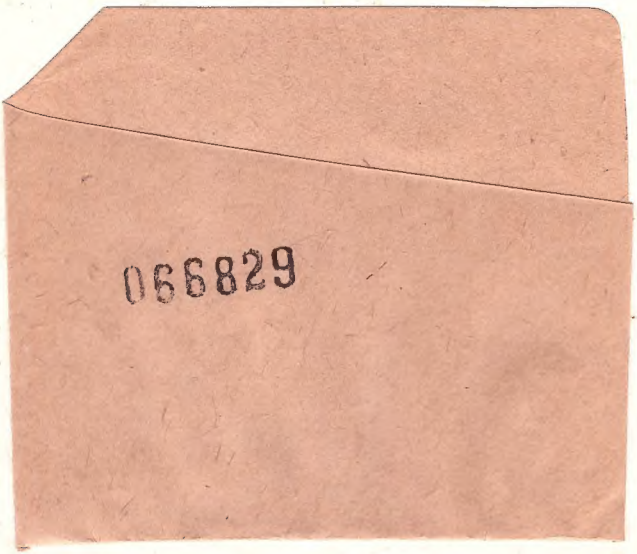
621.762
Д69

Ю.Г.ДОРОФЕЕВ

ДИНАМИЧЕСКОЕ ГОРЯЧЕЕ ПРЕССОВАНИЕ ПОРИСТЫХ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК

Ю.Г.ДОРОФЕЕВ


066829

621.762
Д69

Ю. Г. ДОРОФЕЕВ

ДИНАМИЧЕСКОЕ ГОРЯЧЕЕ ПРЕССОВАНИЕ ПОРИСТЫХ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК

066829

Москва «Металлургия» 1977

621.762
Технических библиотека
Литовский
авиационный завод

УДК 621.762.4

УДК 621.762.4

Динамическое горячее прессование пористых порошковых заготовок. Дорофеев Ю. Г. М., «Металлургия», 1977. 216 с.

Описана технология получения материалов и изделий из металлических порошков методом динамического горячего прессования, а также некоторые ее варианты. Изложены результаты исследования сущности наблюдаемых явлений на основных этапах процесса и механизма влияния технологических параметров на структуру и свойства изготовляемых материалов. Определены факторы, влияющие на качество производимых изделий, а также требования, предъявляемые к оборудованию и инструменту.

Рассчитана на научных и инженерно-технических работников, занимающихся вопросами исследования и производства в области порошковой металлургии и материаловедения, конструкторов и технологов, использующих материалы и изделия из металлических порошков. Может быть полезна преподавателям и студентам техникумов и вузов соответствующих специальностей. Ил. 71. Табл. 28. Список лит.: 87 назв.

ИБ № 361

Юрий Григорьевич Дорофеев

ДИНАМИЧЕСКОЕ ГОРЯЧЕЕ ПРЕССОВАНИЕ ПОРИСТЫХ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК

Редактор издательства Г. Г. Кефер
Художественный редактор Г. А. Жегин
Технический редактор Э. А. Кулакова
Корректоры Л. Ф. Дурасова, Р. Г. Гаврилина
Переплет художника Е. Т. Яковлева

Сдано в набор 23/VIII — 1976 г. Подписано в печать 3/II — 1977 г.
Т-01587 Формат бумаги 84×108¹/₃₂ Бумага типографская № 2
Усл. печ. л. 11,34 Уч.-изд. л. 12,43
Тираж 3400 экз. Заказ № 472 Изд. № 3089 Цена 62 коп.

Издательство «Металлургия», 119034, Москва, Г-34,
2-й Обыденский пер., д. 14

Подольский филиал ПО «Периодика» Союзполиграфпрома
при Государственном комитете Совета Министров СССР
по делам издательств, полиграфии и книжной торговли
г. Подольск, ул. Кирова, д. 25

© Издательство «Металлургия», 1977

Д $\frac{31009-064}{040(01)-77}$ 68—77

Светлой памяти
Григория Пантелеевича
Дорофеева

ВВЕДЕНИЕ

Решениями КПСС подчеркивается важность создания и широкого внедрения в промышленность новых, более производительных и совершенных машин и механизмов. Для успешного решения этой задачи необходимы материалы, обеспечивающие требуемые эксплуатационные характеристики и позволяющие снизить материалоемкость изделий. Кроме того, непрерывное увеличение объема продукции машиностроения и других отраслей промышленности делает все более актуальной разработку таких технологических процессов изготовления деталей, которые бы требовали минимальных затрат труда и расхода материалов при достаточно высоком их качестве.

Порошковая металлургия — один из наиболее экономичных методов производства изделий. Отходы материалов здесь самые низкие по сравнению с другими методами обработки металлов, производительность достаточно высока, а количество операций минимальное. При этом сравнительно легко, без дополнительной обработки резанием, обеспечиваются высокая точность и чистота поверхности деталей.

Однако в настоящее время становится все более очевидным, что традиционные методы порошковой металлургии не могут обеспечить возрастающие потребности промышленности в материалах с достаточно высокими показателями физико-механических, химических и эксплуатационных свойств вследствие наличия у них остаточной пористости. Нарушение сплошности материала снижает показатели его механических свойств, повышает электросопротивление, уменьшает значения магнитных свойств, коррозионную стойкость и др.

Для обеспечения минимальной пористости изделий наиболее эффективны методы, основанные на горячей обработке давлением металлических порошков и пористых заготовок из них. Повышенная пластичность нагретого металла и низкая его сопротивляемость деформированию обеспечивают условия для уплотнения на конечной стадии этого процесса, когда без нагрева он

протекает только при очень больших давлениях. Кроме того, возможность ускоренного охлаждения материала непосредственно после интенсивной пластической деформации обеспечивает в ряде случаев проявление эффекта термомеханической обработки и образование мелкозернистой специфической структуры.

Метод динамического горячего прессования (ДГП) включает операции приготовления порошковой шихты требуемого состава, ее дозировки и холодного прессования, кратковременного нагрева пористых заготовок в защитных средах (при отсутствии необходимости в гомогенизации материала), их допрессовки динамическими нагрузками в закрытых или открытых штампах на быстроходных прессах или молотах, выбивки и охлаждения с требуемыми скоростями. При необходимости могут применяться операции калибровки, обработки резанием, сварки, термической и химико-термической обработки. Гомогенизация проводится при использовании шихты, состоящей из порошков отдельных компонентов сплавов или их лигатур. В зависимости от особенностей материала различают следующие варианты ее технологии: совмещение нагрева заготовок перед ДГП с гомогенизацией — в этом случае нагрев должен быть достаточно длительным, что не всегда бывает оправдано; гомогенизация (спекание) — охлаждение — кратковременный нагрев—ДГП; кратковременный нагрев—ДГП—гомогенизация в процессе диффузионного отжига (в дальнейшем I, II и III варианты технологии).

Прообразом метода ДГП, разрабатываемого в Новочеркасском политехническом институте с 1960 г., является ковка губчатого железа, производство которого предшествовало современным способам производства стали. Исторически технология порошковой металлургии зародилась как способ горячей обработки давлением пористых заготовок [1]. Однако только в самое последнее время метод ДГП вновь завоевал признание и нашел промышленное применение в нашей стране и за рубежом. Ожидается, что выпуск изделий, изготавливаемых методом ДГП, будет возрастать значительно быстрее, чем выпуск деталей, изготавливаемых другими методами порошковой металлургии [2, 3].

Глава I

ХАРАКТЕРИСТИКА ОСНОВНЫХ ЯВЛЕНИЙ, НАБЛЮДАЕМЫХ ПРИ ДГП

Основной операцией технологического процесса ДГП, определяющей характеристики структуры и свойства получаемого материала, является горячая допрессовка пористых заготовок, названная динамическим горячим прессованием [4, 5]. Этот термин наиболее полно отражает его сущность как кратковременного высокотемпературного процесса одновременного формирования беспористого материала из пористой порошковой заготовки и формообразования изделия. Он одновременно указывает на связь процесса с другими вариантами технологии порошковой металлургии, в частности с горячим прессованием статическими нагрузками (СГП — статическое горячее прессование).

Принятые в зарубежной практике термины «ковка порошковых заготовок», «штамповка» и др. указывают на аналогию этого процесса с обычным методом обработки металлов давлением, имеющим основной своей целью перераспределение металла и изменение его структуры. В нашем случае наряду с этим происходит формирование самого материала. Из многочисленных процессов и явлений, наблюдаемых при ДГП, можно выделить несколько, которые определяют качество получаемых материалов и изделий. Это уплотнение и деформация пористого тела, образование металлических связей на контактных поверхностях частиц и структурообразование формируемого материала. Существенную роль здесь также играют диффузионные процессы, особенно при производстве сплавов из порошков отдельных компонентов или лигатур.

1. ОСНОВНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МЕТОДА

Общим для всех методов порошковой металлургии, основанных на горячей обработке давлением пористых заготовок или металлических порошков, является совмещение прессования и спекания. Однако у этих методов имеются и существенные различия. Наиболее целесообразно их классифицировать в зависимости от характера процесса, контролирующего протекание основополагающих явлений. Поскольку результаты каждо-

го из них в конечном счете зависят от степени пластической деформации материала, следует различать две группы таких методов. К динамическим процессам можно отнести такие, при которых основную роль играет так называемая мгновенная пластическая деформация (ДГП, экструзия, прокатка, взрывное горячее прессование и др.). Статические процессы контролируются явлениями, присущими неустановившейся, установившейся или другим видам ползучести; при них наблюдается выдержка под давлением. К таким процессам относятся обычное статическое горячее прессование, изостатическое прессование и др.

Деление это в определенной мере условно, поскольку для динамических процессов определенную роль играют временные составляющие деформации, а для статических деформация всегда включает и мгновенную составляющую. Однако указанный признак — единственный, имеющий под собой физическую основу. Здесь уместно также отметить, что при спекании основную роль играет диффузионная ползучесть. Кроме того, кривая ползучести в нашем случае отличается от типичной, получаемой в условиях деформации растяжением, отсутствием участка ускоренной ползучести, поскольку для всех процессов порошковой металлургии характерны напряжения сжатия.

Деление процессов внутри выделенных основных групп осуществляется в зависимости от вида применяемого оборудования (прокатные станы, прессы, молоты), времени действия нагрузки и скорости ее приложения (ДГП—до десятков метров в секунду, взрывное прессование—сотни и даже тысячи метров в секунду), схемы деформации материала (осадка при ДГП, истечение при экструзии). Однако при ДГП могут наблюдаться элементы экструзии, а его скорости могут приближаться к взрывным.

Продолжительность ДГП определяется сотыми или даже тысячными долями секунды, т. е. отличается от времени спекания при СГП на 5—7 порядков. Это позволяет избежать существенного повышения температуры прессформ, применять для их изготовления обычные штамповые материалы, проводить прессование при максимальной прочности этих материалов, а также предотвратить недопустимое снижение температуры заготовки до окончания процесса.

Для обеспечения одинаковой степени осадки давление ДГП должно намного превышать давление СГП. Использование относительно холодных прессформ обеспечивает такую возможность, а следовательно, и возможность получения практически беспористых материалов. Давление на конечной стадии ДГП измеряется сотнями килограмм на миллиметр квадратный, а при СГП оно составляет 0,5—2,0 кгс/мм² и ограничивается прочностью материала прессформы (обычно графит), эксплуатируемой при высокой температуре.

Технология ДГП имеет много общего со штамповкой и ковкой монолитного материала, однако с момента зарождения перед нею ставились гораздо более сложные задачи по обеспечению условий, позволяющих получать готовые детали или заготовки с минимальным объемом последующей обработки резанием. При штамповке монолитных металлов обычно применяют многоручьевые штампы, увеличивающие стоимость поковок, а развивающиеся при деформации заготовки большие усилия понижают стойкость оснастки. При ДГП используют пористую заготовку, полученную холодным прессованием и приближающуюся по форме к готовому изделию. Полость штампа заполняется в основном за счет ее осадки заготовки за один ход инструмента, что обусловливает повышение производительности и снижение затрат на изготовление инструмента (штамп одноручьевой). Деформация пористой заготовки осуществляется при меньших средних давлениях, а максимальные, приближающиеся по величине к давлениям деформации монолитного металла, действуют в течение короткого промежутка времени, что не так сильно понижает стойкость инструмента.

В обработке металлов давлением применяется в основном облойная штамповка, а для облегчения выталкивания поковки предусматриваются штамповочные уклоны. Получаемые поковки имеют 7—8-й класс точности и поверхность низкого качества, покрытую слоем окалины. Поковки обычно подвергают дальнейшей механической и термической обработке. Отходы металла на образование облоя, припуски и напуски достигают 50% и более от массы заготовки. Штамповка в закрытых штампах из-за технологических трудностей (сложность обеспечения точного соответствия объемов заготовки и изделия) и низкой стойкости инструмента широкого применения не находит.

Технология ДГП обеспечивает получение готовых изделий, не требующих, как правило, дальнейшей механической обработки, при практически полном отсутствии штамповочных уклонов.

В процессе ДГП происходит уплотнение и сокращение объема заготовки, характер деформации которой имеет существенное отличие от деформации монолитного металла при ковке или штамповке. В связи с изменением объема и количества пор в процессе прессования непрерывно изменяются условия истечения материала частиц в поры и, следовательно, характер деформации. Если при ковке по плоскостям скольжения смещаются значительные объемы металла, не претерпевающие существенной деформации, то при ДГП каждая частица порошка обязательно подвергается деформированию.

2. ПРОЦЕСС УПЛОТНЕНИЯ

Математическое описание процесса уплотнения имеет целью установить зависимость между характеристиками используемого оборудования (развиваемое давление, энергия удара) и плотностью получаемых изделий.

Реальные условия процесса уплотнения должны при этом находить свое отражение в принятой математической модели в виде соответствующих коэффициентов, эмпирических зависимостей характеристик процесса от различных факторов и т. п. Характеристики процесса должны быть связаны с физическими константами уплотняемого материала в конкретных условиях.

Ввиду малой длительности процесса ДГП для его описания и анализа накопленных экспериментальных данных используются энергетические уравнения [6, 7], включающие характеристики процесса уплотнения—максимальную приведенную работу уплотнения пористого тела до беспористого состояния w_m и показатель степени n [8]. Были определены связь между работой уплотнения и контактным напряжением ($\sigma_к$) с прочностью материала, линейный характер зависимости работы уплотнения от температуры, физический смысл величин w_m и n и их зависимость от условий уплотнения—внешнего трения, размера частиц, масштабного фактора и др. [5]. Установлены усилия при холодном и горячем статическом и динамическом прессовании, тонкая структура и внутренние напряжения в прессовках холодного прессования, поглощение энергии при холодном импульсном прессовании, влияние различных факторов на потери энергии при уплотнении, а также влияние характера усилий и скорости их приложения на величину упругого последействия и процесс последующего спекания прессовок.

В работе [9] предпринята попытка описания процесса уплотнения вязкого пористого тела при динамическом прессовании в рамках теории объемного вязкого течения. При этом предполагалось, что описание статического и динамического горячего прессования с единых позиций позволит глубже познать специфику процессов горячего прессования.

Анализ результатов исследований автора и литературных данных свидетельствует об отсутствии единого подхода к выводу уравнений уплотнения. Наиболее целесообразным нам представляется использование энергетических уравнений с экспериментально установленными (для условий, аналогичных рассматриваемым) характеристиками процесса. Это положение находит также хорошее подтверждение в работе [10], где выведено уравнение для расчета работы при ДГП армиро-

ванных материалов. Расхождение экспериментальных и расчетных значений работы не превышало 50%.

Использование методики изучения процесса уплотнения, основанной на деформировании пористой заготовки пуансоном, заходящим в полость матрицы (ППЗМ — прессование пуансонами, заходящими в матрицу), предопределяет ограниченность возможности исключения влияния побочных факторов на процесс уплотнения. Свободная (без матрицы) осадка заготовок не обеспечивает их всестороннее сжатие и уплотнение периферийных участков.

Предложения и разработанная нами методика (рис. 1) уплотнения плоскими пуансонами, не заходящими в полость «плавающей» матрицы (ППП—прессование

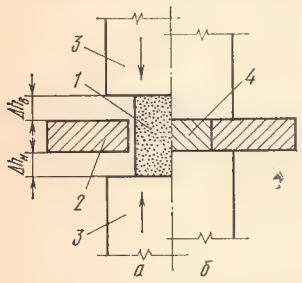


Рис. 1. Схема прессования плоскими пуансонами (ППП):
а — положение в начале прессования; *б* — конечное положение

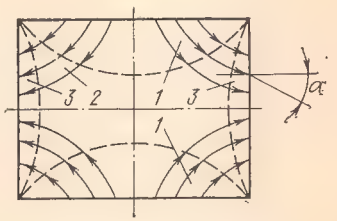


Рис. 2. Схема деформации заготовки и траекторий перемещения частиц материала при осадке

плоскими пуансонами), позволяют, обеспечивая схему всестороннего сжатия, исключить или свести к минимуму потери работы при производстве изделий *4* на преодоление трения материала заготовки *1* о стенки матрицы *2*. Кроме того, исключается затекание материала в зазор между пуансоном *3* и матрицей и потери на преодоление сопротивления перемещению образовавшегося заусенца в направлении осадки.

При ППП можно различить два периода: первый характеризуется появлением бочкообразности, увеличением поперечных размеров и заканчивается в момент возникновения контакта на поверхности заготовки и матрицы; второй—наличием осадки без уширения. Явления при деформации в первом периоде аналогичны наблюдаемым в процессе свободной осадки и начальном периоде уплотнения ППЗМ при наличии зазора

между заготовкой и матрицей. Во втором периоде можно предполагать отсутствие смещений уплотняемого материала относительно стенок матрицы. Это предположение основывается на анализе схемы деформации материала заготовки (рис. 2). Существование жестких зон *1* и выдавливания материала из сердцевины заготовки *2* к ее периферии *3* в направлении, близком к нормальному к поверхности матрицы [11], приводит к практическому отсутствию продольного смещения и своеобразному прилипанию материала к поверхности матрицы. Такое прилипание возможно при условии, что $tg\alpha \geqslant f$ (при $f=0{,}4 \div 0{,}6$ $\alpha=31 \div 32°$).

Методика ППЗМ неизбежно приводит к смещению объемов материала по отношению к поверхности матрицы и возникновению внешнего трения. Однако в порядке уточнения общепринятых положений можно указать, что такое смещение наблюдается в зонах, непосредственно прилегающих к подвижным пуансонам. В зонах же, где наблюдается приведенное выше условие, уплотнение осуществляется за счет поперечного течения материала, и продольное смещение материала не происходит. Следует отметить, что методика ППП специфична и может быть использована только применительно к пористым заготовкам.

Экспериментальное исследование процесса ППП было проведено в матрице, имеющей диаметр 20 мм и различную высоту: 4,8 и 12 мм. Массу прессовок выбирали из расчета полного заполнения полости матрицы материалом в беспористом состоянии, т. е. $h_к/d$ составляло 0,2; 0,4; 0,6 соответственно. Материал прессовок ПЖ20М, пористость 10, 20, 30 и 40%, температура нагрева перед прессованием 1100°С, приведенная работа прессования 2—16 кгс·м/см³ (с интервалом 2 кгс·м/см³), масса бабы копра 50 кг, потери работы на упругие колебания, деформации и пр. не учитывали, что приводило к получению завышенных результатов по энергетическим затратам в пределах 10—15%.

При обработке экспериментальных данных использовали зависимость из работы [4]:

$$w = w_{n_i}\left(1/\beta^n - 1/\beta_0^n\right), \qquad (I.1)$$

которая при значительном различии между начальным значением относительного объема β_0 и текущим β и при большом значении показателя n может быть упрощена:

$$w = w_m \cdot 1/\beta^n. \qquad (I.2)$$

Эта зависимость легко спрямляется в логарифмических координатах.

Для каждого значения пористости заготовки и $h_к/d$ строили экспериментальные зависимости $\lg w = f(\lg\beta)$ и по ним определяли

$\lg w_m$ и n как отрезки, отсекаемые прямыми на оси ординат, и тангенсы углов их наклона к оси абсцисс. Индексы к величинам w_m, n, β и $П$ поставлены в зависимости от пористости исходной заготовки, т. е., например, при исходной пористости 40% в индексе поставлена единица, при 30% — в индексе 2, при 20% — в индексе 3 и при 10% — в индексе 4. Для условных значений характеристик процесса уплотнения из насыпного состояния принят индекс 0. В качестве примера на рис. 3 показаны зависимости $\lg w = f(\lg\beta)$ при $h_к/d = 0{,}6$. С уменьшением пористости исходной заготовки уменьшается максимальная работа уплотнения и возрастает показатель степени n. Это можно объяснить исключением начального этапа уплотнения и связанных с ним энергетических затрат, а также уменьшением доли деформируемого объема частиц материала [4].

Результаты использования методики ППП отличаются высокой стабильностью, здесь практически отсутствуют случаи «выпадения» значений экспериментальной плотности из общей зависимости, а мак-

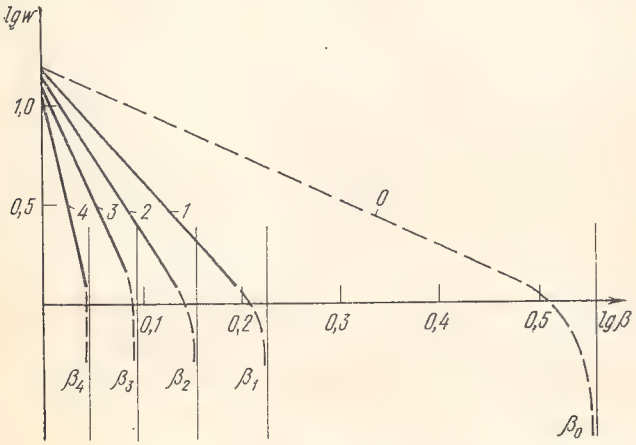


Рис. 3. Зависимость $\lg w$ от $\lg \beta$ при $h_к/d = 0{,}6$ для прессования заготовок с различной исходной пористостью (1 — 40%; 2 — 30%; 3 — 20%; 4 — 10%) и порошка из насыпанного состояния 0, $П \approx 70\%$.

симальные отклонения экспериментальных значений от расчетных по найденным значениям w_m и n не превышают 5%. Это позволяет значительно сократить число опытов и повысить достоверность результатов определения характеристик процесса уплотнения по сравнению с методикой ППЗМ.

Представляет интерес определение расчетным путем характеристик процесса уплотнения при изменении степени подпрессовки от β_1 до β_2 при $\beta_1 > \beta_2$. Характеристики процесса уплотнения заготовок с начальной плотностью, соответствующей величине β_1, предполагаются известными (w_{m_1} и n_1). Такое определение возможно из условия, что работа, затрачиваемая на увеличение плотности заготовки от β_1 до β_2 (работа подпрессовки $w_п$), вызывает одинаковое уменьше-

ние работы прессования для достижения любой плотности изделия $\beta < \beta_2$, вплоть до $\beta = 1$, т. е.

$$w_{\text{п}} = w_{m_1} - w_{m_2} = w_{m_1}\left(1/\beta_2^{n_1} - 1/\beta_1^{n_1}\right). \qquad (I.3)$$

Отсюда

$$w_{m_2} = w_{m_1}\left(1 - 1/\beta_2^{n_1} + 1/\beta_1^{n_1}\right). \qquad (I.4)$$

Показатель степени n_2 можно определить, если принять, что при приложении работы определенной незначительной величины уплотнение не наблюдается. Если эта работа равна 1 кгс·м/см³, что при достаточной степени подпрессовки близко к ее реальной величине, то можно записать:

$$n_2 \approx \lg w_{m_2} / \lg \beta_2. \qquad (I.5)$$

В табл. 1 приведены расчетные и экспериментальные (в скобках) значения работы уплотнения при различной пористости заготовок.

Таблица 1

Значения приведенной максимальной работы уплотнения, кгс·м/см³

$h_{\text{к}}/d$	Работа уплотнения при пористости, %		
	30	20	10
0,6	17,45 (17,38)	15,6 (14,79)	8,4 (12,59)
0,4	18,20 (18,62)	15,66 (15,85)	9,7 (14,0)
0,2	18,8 (18,62)	15,7 (16,6)	9,58 (14,79)

Данные табл. 1 свидетельствуют о достаточном соответствии расчетных и экспериментальных значений максимальной работы уплотнения при пористости $\geqslant 10\%$ и возможности использования уравнения (I.4) при указанной выше плотности заготовок, что вполне удовлетворяет требованиям производства. При большей плотности заготовок расчетные значения получаются заниженными, что, по-видимому, объясняется значительной прочностью заготовки и затратами работы на заполнение матрицы.

Хотя горячее прессование порошка из насыпанного состояния сопряжено со значительными технологическими трудностями и на практике в этом случае используется только процесс, основанный на применении статических нагрузок, на наш взгляд целесообразно определять характеристики этого условного процесса (w_{m_0} и n_0), которые позволяют установить предельную величину работы уплотнения и максимально возможное значение смещенного объема материала для исследуемого порошка. Применив принятую выше систему индексов, из уравнения (I.4) получим:

$$w_{m_0} = w_{m_1} \frac{1}{1 - \dfrac{1}{\beta_1^{n_1}} + \dfrac{1}{\beta_0^{n_0}}}. \qquad (I.6)$$

Точное решение этого выражения невозможно, поскольку в него входят два неизвестных, однако w_{m_0} можно определить, положив $n_0=n_1$: по уточненной величине n_0 находим w_{m_0}. Поскольку сопротивление уплотнению порошка значительно меньше, чем сформованной заготовки, в выражение (I.5) должна быть внесена поправка. Можно принять, что уплотнение начинается при $w=0{,}1$ кгс·м/см^3, тогда оно запишется в следующем виде:

$$n_0 \approx \lg w_{m_0} + 1/\lg \beta_0. \qquad (I.7)$$

Условная зависимость $\lg w = f(\lg\beta)$ для прессования из насыпного состояния показана на рис. 3. штриховой линией.

На рис. 4 приведены экспериментальные зависимости максимальной работы уплотнения от пористости заготовки при разных значениях $h_к/d$ (для схемы ППП). Начиная от пористости $\approx 30\%$, характер зависимости

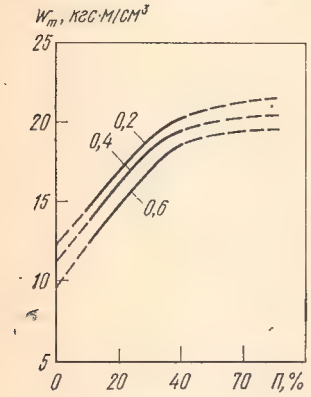


Рис. 4. Зависимость w_m от пористости заготовки при разных значениях $h_к/d$ (см. цифры у кривых). Штриховые участки кривых — предполагаемый характер уплотнения

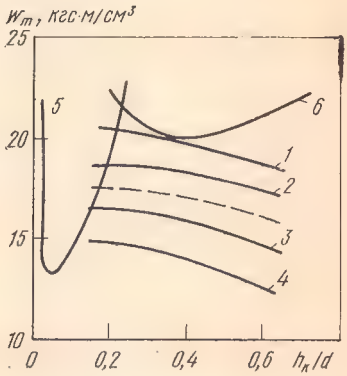


Рис. 5. Зависимость w_m от $h_к/d$:
1 — 4 — ППП; *5* — по схеме свободная ковка; $П_0=22\%$; *6* — ППЗМ; $П_0=25\%$.

$w_m=f(П)$ прямолинейный, при большей пористости рост работы уплотнения с увеличением пористости замедляется, что свидетельствует об изменении механизма уплотнения и о резком уменьшении сопротивления материала уплотнению. Можно предположить также, что при пористости менее 10% характер зависимости $w_m=f(П)$ не изменится. Это говорит о наличии затрат работы даже при нулевой пористости (на заполнение матрицы), причем эти затраты соответствуют отрезкам, отсекаемым графиками на оси ординат. С увеличением отношения $h_к/d$ максимальная работа уплот-

нения уменьшается, причем прямолинейные участки графиков по существу параллельны. Это подтверждает высказанное выше предположение об отсутствии трения материала о поверхность матрицы, облегчении поперечного течения материала при увеличении высоты заготовки и о том, что механизм этого процесса не зависит от пористости заготовки и соотношения ее размеров. Все описанные результаты получены при соотношении превышений заготовки над торцами матрицы, близком к единице, т. е. при $\Delta h_в/\Delta h_н \approx 1$. Результаты исследования влияния этого соотношения на плотность прессовок показали, что максимальная работа уплотнения несколько возрастает при его изменении, поэтому такая величина признана оптимальной. Кроме того, следует иметь в виду, что, несмотря на уменьшение этой работы при увеличении отношения $h_к/d$, использование чрезмерно высоких заготовок приводит к уменьшению торможения материала вблизи торцов пуансонов, его растеканию и образованию заусенцев.

Приведенные соображения подтверждаются также данными рис. 5 (кривые *1—4*). Характер зависимости $w_m = f(h_к/d)$ для ППЗМ (кривая *6*) отличается от рассматриваемой, она является экстремальной и с увеличением отношения $h_к/d$ (свыше 0,3—0,4) максимальная работа уплотнения возрастает в связи с увеличением расстояния, на которое смещается пуансоном уплотняемый материал по отношению к поверхности матрицы.

При всех значениях $h_к/d$ максимальная работа при ППП (график для $П_0 = 25\%$ показан штриховой линией) меньше, чем пуансонами, входящими в матрицу. Эта разница составляет около 20% при $h_к/d = 0{,}4$ и имеет значительно бо́льшую величину при всех других значениях $h_к/d$.

Существенны также отличия ППП по сравнению со схемой свободной ковки. Только для очень низких заготовок ($h_к/d = 0{,}05—0{,}15$) максимальная приведенная работа здесь соизмерима с таковой при ППП, а при других значениях отношения $h_к/d$ эта работа резко возрастает из-за торможения поперечного течения при более низких заготовках, а для высоких заготовок из-за отсутствия уплотнения их периферии. Кроме того, наличие продольных трещин и бочкообразности делает обязательной механическую обработку свободноосаженных

Таблица 2

Значения n в зависимости от пористости заготовки и отношения $h_к/d$

$h_к/d$	Значения показателя степени n при пористости, %				
	70	40	30	20	10
0,6	4,05	6,30	9,05	12,4	18,9
0,4	4,10	6,45	9,00	13,2	20,3
0,2	4,13	5,65	8,32	12,8	21,0

заготовок и сводит к минимуму преимущества процесса. Значения показателя степени n приведены в табл. 2.

Таким образом, разработанная методика прессования нагретых пористых заготовок плоскими пуансонами позволяет свести к минимуму влияние побочных факторов на процесс уплотнения и получить достоверные данные о его характеристиках.

Результаты определения характеристик процесса уплотнения (w_m и n) при различных плотностях и соотношениях размеров заготовок позволили установить отсутствие влияния трения материала о стенки матрицы на процесс уплотнения при ППП, уменьшение максимальной работы уплотнения и увеличение показателя степени n с ростом плотности заготовок, а также гипотетически описать схему деформации заготовки.

Экспериментально было установлено, что все факторы, облегчающие пластическую деформацию, способствуют уплотнению порошковых заготовок. На процесс уплотнения влияют температура ДГП, характер и величина действующих напряжений, время их действия, скорость приложения и схема напряженного состояния.

Наиболее наглядно влияние времени процесса проявляется при сравнении СГП и ДГП. При СГП обеспечивается деформация в условиях уменьшающего напряжения, поскольку нагрузка в течение всего процесса чаще всего остается постоянной, а контактная поверхность частиц возрастает. Мгновенность деформации при ДГП обусловливает возможность протекания процесса только при постоянных или даже увеличивающихся (за счет возможного упрочнения) контактных напряжениях, на два-три порядка превышающих напряжения при СГП. Такие условия могут обеспечиваться на оборудо-

вании, уже применяемом в промышленных или лабораторных условиях (молоты, быстроходные прессы и др.). При этом увеличение скорости приложения нагрузки должно сопровождаться, как правило, увеличением ее значения.

В некоторой степени взаимозаменяемыми являются напряжения и температура процесса. Увеличение температуры обеспечивает не только уменьшение сопротивления материала деформированию, но и способствует активации поверхности. С дислокационных позиций это объясняется снижением критических напряжений, при которых источник генерирует дислокации, уменьшением количества препятствий, тормозящих их перемещение и выход на поверхности частиц порошка, повышением числа активных центров за счет роста концентрации вакансий.

Влияние скорости деформирования (4,4; 12,8; 22,5; 30 и 42 м/с) на процесс уплотнения исследовали по схеме ППЗМ на копре с резиновым ускорителем. Требуемая энергия удара при заданной скорости обеспечивалась изменением массы ударника. Масса заготовки 16 г, диаметр прессформы 20 мм, исходная пористость 30%. Материал порошка и температура прессования: железный, марки ПЖ10М, 1100, 1000, 900 и 700°С; медный, марки ПМ, 850, 700 и 550°С; никелевый, ПНЭ, 1100 и 700°С; порошковая шихта, соответствующая составу магнитного сплава ЮНДК24, 1200°С; свинцовая сечка, 20°С.

Влияние скорости деформирования на результаты ДГП при различных температурах можно оценить, введя понятие о динамическом коэффициенте работы уплотнения $k_w = w_v / w_{v_0}$, позволяющем сравнивать затраты работ для достижения одинаковой плотности прессовок при исследуемой скорости v и небольшой скорости v_0, принятой за эталон. В наших исследованиях последняя составляла 4 м/с.

Ниже порога рекристаллизации k_w не зависит от температуры процесса. В области более высоких температур это влияние весьма ощутимо. Значение k_w постепенно увеличивается с повышением температуры, достигая при 1200°С 1,9 при плотности заготовки 7,5 г/см^3 и 1,5 при плотности заготовки 7,0 г/см^3. Исключение составляет лишь область фазовых превращений ($\sim$900°С). Резкое увеличение при этом значений k_w можно объяс-

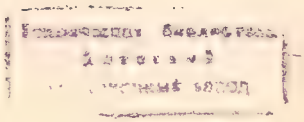
нить тем фактом, что образовавшееся γ-железо имеет меньшую пластичность, чем α-железо при температуре, близкой к температуре фазового превращения, поскольку оно имеет более плотноупакованную решетку с меньшим числом плоскостей скольжения. Аналогичное явление скачкообразного увеличения работы уплотнения при этой температуре отмечалось нами и ранее [4]. Влияние скорости деформирования более ярко выражено для пластичных материалов.

С увеличением скорости при $w = \text{const}$ наблюдается уменьшение плотности прессовок. Показателем уменьшения плотности прессовок с увеличением скорости может служить динамический коэффициент плотности $k_\gamma = \gamma_v / \gamma_{v_0}$, где γ_{v_0} и γ_v — плотности при $v_0 = 4$ м/с и v. С увеличением скорости ДГП при 1100°С для железного порошка k_γ уменьшается и тем интенсивнее, чем выше скорость и меньше работа уплотнения. Надо отметить, что уменьшение k_γ не пропорционально увеличению k_w в одном и том же диапазоне скоростей (в 1,5—1,9 и 1,05—1,10 раза соответственно). Это свидетельствует о том, что скорость нагружения влияет больше на работу уплотнения, чем на плотность. С увеличением плотности это различие усиливается вследствие степенного характера зависимости плотности от работы уплотнения.

Результаты исследования процесса уплотнения заготовок из железного порошка трех фракций — 0,2+0,1; —0,2+0,06 и —0,06 мм показывают, что на начальном этапе при работе уплотнения до 5 кгс·м/см³ влияние размера частиц на плотность не наблюдается. При увеличении работы плотность прессовок с большим размером частиц возрастает быстрее. Это можно объяснить ухудшением условий пластического истечения материала частиц в поры при меньшей их величине, а также преимущественным уплотнением за счет деформации частиц при высокой плотности прессовок.

На результат уплотнения влияют также соотношение масс пуансона и ударника, пористость заготовки, удельная энергия одного удара и их количество, масштабный фактор, соотношение размеров прессовки (фактор $h_к/d$) и др., подробно рассмотренные нами ранее [4, 5].

066829



3. ДЕФОРМАЦИЯ НАГРЕТЫХ ПОРИСТЫХ ЗАГОТОВОК И МАТЕРИАЛА ЧАСТИЦ

Деформация заготовки

Деформация нагретой пористой порошковой заготовки существенно отличается от деформации монолитного материала, что определяется наличием исходной пористости, изменяющейся в процессе деформации, а также от деформации металлических порошков из насыпанного состояния. Последнее объясняется наличием связей между частицами порошка в заготовке и начальным сопротивлением деформированию, а также практически полным отсутствием первого этапа процесса уплотнения, когда оно осуществляется в основном за счет взаимного перемещения частиц. Результатом процесса в реальных условиях является не только средняя плотность прессовки, но и ее распределение по объему, степень деформации материала частиц и др. Эти результаты зависят от энергосиловых параметров, схемы и скорости деформации, масштабного и температурного факторов и т. д.

В зависимости от схемы напряженного состояния материала частиц можно различать свободную осадку заготовок, осадку в закрытых и открытых штампах. Несмотря на наличие значительных потерь работы на внешнее трение, лучшие условия уплотнения обеспечивает осадка в закрытых штампах, худшие — свободная.

Свободная осадка, при которой уменьшение высоты сопровождается увеличением поперечного сечения, наблюдается при различных вариантах технологии порошковой металлургии: свободной ковке, взрывном прессовании плоских изделий без прессформ, некоторых разновидностях ДГП. Даже при ДГП заготовка в прессформе в начальный момент деформации осаживается свободно.

Осадка монолитного материала сопровождается неравномерным по высоте увеличением площади поперечного сечения, что вызывает образование бочкообразности вследствие наличия сил трения на торцах пуансонов и заготовок. Объем деформируемого металла обычно принимается постоянным, и это в значительной мере упрощает рассмотрение вопроса. Очевидно, действие сил трения при осадке пористых заготовок приводит, кроме того, к неравномерности распределения плотности в направлении, нормальном к давлению прессования, зат-

рудняет перераспределение материала и вызывает необходимость повышения давления прессования («сверхдавление»).

Предполагаемый характер распределения нормальных давлений на торцах пуансонов показан на рис. 6, причем здесь условно можно различать три характерных периода. В начальный период давление меньше сопротивления осадке материала заготовки (p_0) и уплотнения, а следовательно, перераспределения материала не наблюдается. Давление во всех точках контактной поверхности при $p < p_0$ можно считать одинаковым (эпюра *1*).

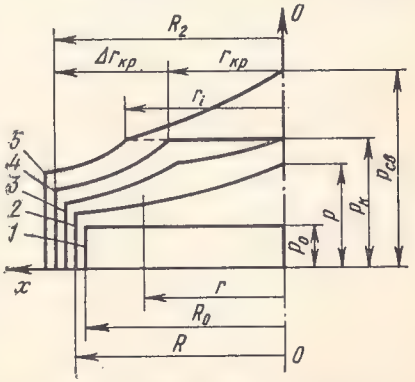


Рис. 6. Эпюры контактных напряжений в различные периоды осадки

Второй период характеризуется уплотнением по всему объему заготовки. Наличие сил контактного трения приводит к перераспределению материала, причем плотность возрастает по мере удаления от периферии заготовки, которая уплотняется в значительно меньшей мере. Давление также возрастает вначале монотонно (эпюра *2*), по мере приближения к предельной плотности в центральной части заготовки оно выравнивается (эпюра *3*). Доказательством такого положения может служить аналогия с осадкой монолитного металла, когда тангенциальные силы (здесь — силы трения), увеличивающиеся по направлению к центру заготовки, не могут превосходить критическую величину сопротивления деформированию (предел текучести). В нашем случае такой величиной является $p_к$ — критическое контактное давление на поверхностях частиц порошка. Поэтому центральная часть заготовки уплотняется преимущественно за счет осадки, периферийная — в меньшей степени, поскольку наблюдается растекание материала. Предельная плотность при определенной величине h/R достигается практически одновременно во всей центральной части заготовки радиусом $r_{кр}$ при давлении $p_к$. Это свидетельствует об окончании второго периода (эпюра *4*).

Естественно, что условием достижения предельной плотности в центральной зоне заготовки является не только ее незначительная высота в сравнении с диаметром, но и определенная степень осадки:

$$\varepsilon_{кр} = h_0/h_{кр} \geqslant 1/\theta_0 \geqslant \beta_0, \qquad (I.8)$$

где β_0 — начальный относительный объем;
$\varepsilon_{кр}$ — «критическая» степень осадки;
$h_{кр}$ — «критическая» высота заготовки.

После достижения «критической» степени осадки дальнейшая осадка заготовки приводит к поперечному течению монолитного материала сердцевины и появлению здесь «сверхдавления» (третий период — эпюра 5). Уплотнение периферийной части происходит за счет ее осадки и растекания сердцевины. Эта зона суживается, однако полное уплотнение здесь практически не может быть достигнуто, поскольку поверхность заготовки разрушается вследствие недостаточной пластичности материала.

Осадка в закрытом штампе в начальный период нагружения заготовки протекает по механизму, аналогичному описанному. С момента, когда периферийные слои заготовки вступят в контакт с поверхностью матрицы, давление здесь возрастает быстрее, чем в центральной зоне и может даже превзойти его. Момент начала такого контакта определяется многими факторами, из которых основной — величина технологического зазора между поверхностями заготовки и матрицы. Контакт наступает в средней по высоте части заготовки, последними вступают в контакт участки заготовки, прилегающие к торцам пуансонов. При этом увеличение размеров торцовых поверхностей заготовки осуществляется не за счет растекания материала, чему препятствует контактное трение на этих поверхностях, а за счет выхода к торцам материала центральной зоны заготовки.

Осадка в закрытом штампе заканчивается в момент, когда $\varepsilon_{пр} = \varepsilon_{кр}$ (при условии, что объем, занимаемый зазором, включается в величину начального относительного объема β_0, увеличивая его). Осадка в открытом штампе занимает промежуточное между описанными случаями положение.

В целях изучения особенностей деформации пористых заготовок плоскими бойками были осажены образцы диаметром $d = 38$ мм и отношением $h_к/d = 0{,}025$, 0,05, 0,10, 0,15 и 0,20, имевшие пористость

20—30% и предварительно нагретые до 1100°С в среде очищенного водорода в течение 5—10 мин. Продольная деформация оценивалась отношением исходной высоты к конечной k_h, поперечная — отношением среднего диаметра после осадки к исходному k_B.

Зависимости $k_h = f(w)$ для разных значений отношения $h_к/d$, представленные на рис. 7, показывают, что с уменьшением отношения $h_к/d$ k_h принимает меньшие значения при одинаковых значениях работы уплотнения. Увеличение затрат этой работы для достижения одинаковой высотной деформации с уменьшением отношения $h_к/d$ можно объяснить появлением сверхдавлений. Зависимости имеют в основном прямолинейный характер, однако на начальной стадии осадки (при малых значениях работы уплотнения) наблюдают-

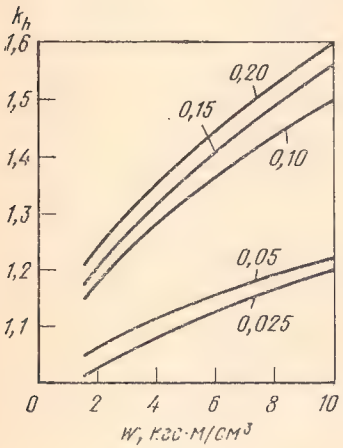


Рис. 7 Зависимость k_h от w при различных значениях $h_к/d$ (см. цифры у кривых)

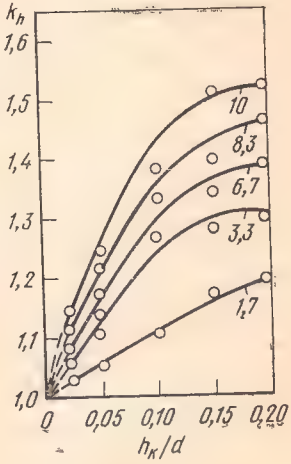


Рис. 8. Зависимость k_h от $(h_к/d)$ при различных значениях w, кгс·м/см³ (см. цифры у кривых)

ся отклонения от нее. Ускоренный рост осадки здесь можно объяснить влиянием высокой начальной пористости, т. е. осадка происходит преимущественно за счет уплотнения материала.

С увеличением затрат работы уплотнения значение k_B увеличивается несколько медленнее, чем значение k_h. Влияние отношения $h_к/d$ на значения k_h и k_B качественно аналогично, однако при уменьшении отношения $h_к/d$ вследствие увеличения контактного трения поперечное течение металла резко уменьшается (при $h_к/d < 0{,}1$). При этих условиях продольная деформация превалирует над поперечной.

На рис. 8 показан характер изменения коэффициента k_h в зависимости от отношения $h_к/d$ при различных значениях работы. Коэффициент прямолинейно возрастает при увеличении отношения $h_к/d$ до его предельного значения, возрастающего с уменьшением работы, после достижения предельного значения эта зависимость нарушается. Для k_B характер изменения при небольших значениях отношения $h_к/d$ плавный, а затем зависимость приближается к прямолинейной.

Использование схемы свободной осадки при выбранных значениях работы уплотнения не обеспечило полного уплотнения заготовок. На их свободной поверхности появлялись трещины и рванины. Была обнаружена тенденция к увеличению затрат работы уплотнения для обеспечения одинаковой плотности заготовок с уменьшением отношения $h_к/d$, что объясняется влиянием контактного трения, препятствующего перераспределению материала.

Степень деформации материала

При уплотнении пористой порошковой заготовки в холодном или горячем состоянии следует условно различать три вида пластической деформации:

1) макродеформация, оцениваемая по изменению линейных размеров и объема прессовки $\varepsilon_{пр}$;

2) деформация материала частиц, определяемая аналогично компактным материалам $\varepsilon_м$;

3) микродеформация, характеризуемая деформацией зерен и появлением текстуры материала. Ее величина и характер определяются особенностями деформации компактного тела или материала частиц пористого тела.

Изменение структуры и свойств материала определяется степенью пластической деформации, но значение ее, найденное непосредственно по изменению линейных размеров пористой заготовки при уплотнении, в отличие от компактного материала не соответствует фактической ее величине. Очевидно, связь между деформацией материала и деформацией прессовки существует и, по-видимому, она должна иметь более сложный характер.

В работе [12] предложено аналитическое выражение для оценки деформации материала при холодном прессовании порошка из насыпанного состояния. Поскольку характер деформации нагретой пористой порошковой заготовки отличается от такового для холодного прессования порошка, была поставлена задача установить зависимость деформации материала от деформации прессовки.

У нагретых перед ДГП пористых заготовок структурная деформация, характеризуемая относительными перемещениями частиц, уже прошла; в процессе холодного прессования между частицами возникли (хотя бы частичные) металлические связи, а их материал обладает высокой пластичностью. С увеличением пластичности материала и количества межчастичных связей возрастает роль пластической составляющей при уплотнении заготовки методом ДГП. Поэтому при выводе

зависимости $\varepsilon_м = f(\varepsilon_{пр})$ допускали, что уплотнение прессовки протекает только за счет пластической деформации материала частиц.

На основе этого нетрудно определить, что пластически смещенный объем металла прессовки равен сумме смещенных объемов металла частиц на каждом единичном контакте. Это равенство описывается следующим дифференциальным уравнением:

$$dH \cdot F_м^{пр} = \sum_{j=1}^{N} \sum_{i=1}^{n} dv_{см}^{i}, \qquad (I.9)$$

где dH — изменение высоты прессовки;

$F_м^{пр}$ — «металлическое» сечение прессовки;

$dv_{см}^{i}$ — пластически смещенный объем металла частиц на i-том контакте j-той частицы;

N — число частиц в прессовке;

n — число контактов, приходящихся на одну частицу;

$F_м^{пр}$ — легко выразить через номинальное сечение $F_н^{пр}$ из условия постоянства массы прессовки при уплотнении:

$$F_м^{пр} = F_н^{пр}\,\theta, \qquad (I.10)$$

где θ — относительная плотность.

В общем случае каждая частица порошка имеет свою специфическую форму, и соответственно смещенный объем на каждом контакте будет отличаться и по форме, и по величине. Переходя к среднестатическим величинам, пластически смещенный объем одной частицы может быть записан в следующем виде:

$$\sum_{i=1}^{n} dv_{см}^{i} = n_{ср}\, k_i\, S_{усл}\, d\,h_{ср}, \qquad (I.11)$$

где $n_{ср}$ — среднестатическое число контактов, приходящихся на одну частицу;

k_i — коэффициент объемной формы смещенного металла на единичном контакте (зависит от исходной пористости заготовки):

$$k_i = \theta_0/\theta; \qquad (I.12)$$

θ_0, θ — исходная и текущая относительная плотность заготовки;

$S_{усл}$ — условная площадь контакта:

$$S_{усл} = k_s \cdot S_к; \qquad (I.13)$$

$dh_{ср}$ — среднестатическая величина нормальной контактной деформации частиц на i-том контакте;

k_s — коэффициент пропорциональности, определяемый экспериментально при помощи моделирования процесса.

Среднестатистическую площадь единичного контакта ($S_к$) определяли по формуле из работы [12]:

$$S_к = \frac{2\,Ф\,h_{ср}^2\,\alpha_к}{n_{ср}\cos\varphi\,\theta^2}, \qquad (I.14)$$

где Ф — коэффициент объемной формы частицы;

$h_{ср}$ — средний размер частиц;

φ — угол нормального взаимодействия контактов; по данным автора работы [12], $\varphi = 55°$;

$$\alpha_к = \theta^2\,\frac{\theta - \theta_0}{1 - \theta_0} \text{ или } \alpha_к = \theta^2\,\frac{\ln \beta_0\,\theta}{\ln \beta_0}. \qquad (I.15)$$

Среднестатическое число частиц в прессовке:

$$N = V_м / V_{ср}^r, \qquad (I.16)$$

где $V_м$ — объем прессовки в монолитном состоянии;

$V_{ср}^r$ — среднестатистический объем частицы.

Подставляя в (I.9) зависимости (I.10—I.16), а также умножая левую часть выражения (I.9) на $H_{ср}/H_{ср}$, а правую на $h_{ср}/h_{ср}$ получим:

$$\varepsilon_м = \frac{\beta_0\,\theta\,(1 - \theta_0)}{k\,(\theta - \theta_0)}\,\varepsilon_{пр}, \qquad (I.17)$$

где $\varepsilon_м = dh_{ср}/h_{ср}$ — степень деформации материала;

k — коэффициент пропорциональности равен 2,0—2,8 (меньшее значение при исходной пористости прессовки менее 10—15%, большее значение при пористости больше 35—40%);

β_0 — относительный объем исходной прессовки;

$\varepsilon_{пр}$ — степень макродеформации $\varepsilon_{пр} = dH_{ср}/H_{ср}$;

θ_0 — относительная плотность насыпки.

При плотности уплотненной заготовки 100% выражение (I.17) имеет следующий вид:

$$\varepsilon_м = \frac{\beta_0}{2{,}0 \div 2{,}8}\,\varepsilon_{пр}. \qquad (I.18)$$

Для вывода зависмости $\varepsilon_м = f(\varepsilon_{пр})$ можно предложить и другой метод. Положения, принятые при анализе деформации компактного тела, неприменимы при макродеформации пористой заготовки. Основное различие состоит в том, что расширение прессовки (смещение объемов в направлении осей x и y, т. е. $\Delta V_x^{пр}$ и $\Delta V_y^{пр}$) отсутствует, и смещенный объем в направлении прессования $\Delta V_z^{пр}$ равен изменению пористости заготовки:

$$\sum \Delta V^{пр} \neq 0;\ \Delta V_x^{пр} + \Delta V_y^{пр} = 0;\quad \sum \Delta V^{пр} = \Delta V_z^{пр} = V_0^{пр} - V^{пр}. \tag{I.19}$$

Отнеся это выражение к начальному объему, получим относительную деформацию пористого тела первого рода, которая при небольших степенях деформации почти соответствует величине истинной деформации:

$$\varepsilon_{пр} = \beta_0 - \beta/\beta_0 = \Pi_0 - \Pi/\theta = \Delta\Pi/\theta, \tag{I.20}$$

где $\Delta\Pi$ — изменение пористости заготовки в течение всего процесса уплотнения от начального Π_0 до текущего Π значения.

Для деформации материала частиц алгебраическая сумма смещенных объемов равна нулю:

$$\Sigma \Delta V^м = 0;\ \Delta V_z^м = \Delta V_x^м + \Delta V_y^м;$$
$$\Sigma \Delta V_z^м = \Sigma \left(\Delta V_x^м + \Delta V_y^м\right);\ \varepsilon_z^м = \varepsilon_x^м + \varepsilon_y^м, \tag{I.21}$$

где $\Delta V_z^м$ — смещенный объем материала частицы в направлении прессования;

$\Delta V_x^м$ и $\Delta V_y^м$ — смещенные объемы материала частиц в нормальных направлениях к усилию прессования.

Поскольку уплотнение осуществляется за счет деформации материала частиц, то заполненный им объем пор равен арифметической сумме смещенных объемов, т. е.:

$$\Delta\Pi = 2\Sigma \Delta V_z^м = V_0^{пр} - V^{пр}. \tag{I.22}$$

Переходя к относительным величинам смещенных объемов, т. е. отнеся выражение (I.22) к объему материала прессовки $V_к$, получим соотношение между степенями деформации прессовки и ее материала или сте-

пень деформации материала в зависимости от изменения относительного объема прессовки:

$$\varepsilon_м = 1/2\,\beta_0\,\varepsilon_{пр};\quad \varepsilon_м = 1/2\,\Delta\beta = 1/2\,(\beta_0 - \beta). \qquad (I.23)$$

Обычно для обеспечения свободной закладки пористой заготовки в матрицу предусматривают зазор между ними, который при осадке заполняется. Это можно учесть, введя понятие об условной пористости или относительном объеме (β_0), когда объем пор суммируется с удельным объемом радиального зазора.

Для экспериментальной оценки степени деформации материала при ДГП и проверки предложенных аналитических зависимостей применяли:

1. Модель из свинцовых шариков. После деформации до заданной плотности модель разбирали и по величине среднестатической площади единичного контакта определяли степень деформации материала. Расчетное значение ее, определенное по формулам (I.17) и (I.23), удовлетворительно совпадает с экспериментальным при уплотнении модели до практически беспористого состояния.

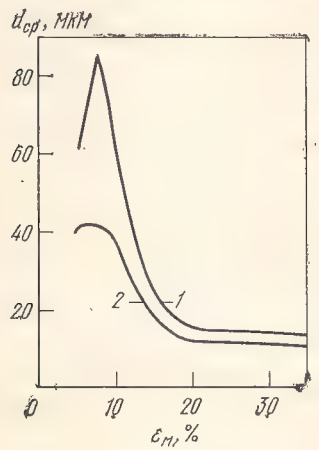


Рис. 9. Зависимость $d_{ср}$ от $\varepsilon_м$ при ДГП (t=1100°С, τ=10 мин, w=20 кгс·м/см³):
1 — ПЖО (довосстановленный);
2 — ПЖ2С

2. Образцы из порошкового железа с добавкой никеля и меди. На микрошлифах определяли размеры частиц твердых растворов, имевших до ДГП сферическую форму, а после вытянутую, и находили среднюю относительную степень деформации материала этих частиц.

3. Косвенный метод, основанный на положении о том, что показатель степени n в энергетических уравнениях уплотнения (I.1) является величиной, обратной максимальной безразмерной доле объема материала частиц, пластически смещенного в течение всего процесса уплотнения прессовки от начального относительного объема β_0 до β=1, т. е.

$$\varepsilon_м^k = 1/n \qquad (I.24)$$

4. Количественный микроструктурный анализ железа, полученного методом ДГП. Было обнаружено, что при расчетной критической степени деформации материала ($\varepsilon_м = 6 \div 8\%$) по формуле (I.10) структура получается крупнозернистая (рис. 9), т. е. расчетная величина критической степени деформации материала при уплотнении пористой заготовки приблизительно соответствует фактической критической при горячей деформации компактной низкоуглеродистой стали. Размер зерна после критической степени деформации материала при ДГП зависит, кроме того, и от состава использованных порошков железа.

Таким образом, аналитические выражения для определения в первом приближении фактического выражения степени деформации материала при ДГП подтверждаются экспериментально.

«Поперечное» течение материала

Неравномерность распределения плотности в направлении осадки связывается с влиянием трения уплотняемого материала о стенки прессформы и рассмотрено достаточно подробно в литературе [4, 5, 12, 13]. В значительно меньшей мере изучен вопрос перераспределения материала в поперечном направлении, которое происходит вследствие неравномерной плотности заготовки (неравномерная засыпка порошка при холодном прессовании), необходимости заполнения технологических зазоров между заготовкой и прессформой, а также при свободной осадке плоскими бойками. Поскольку последний случай является наиболее общим, анализ распределения плотности будем производить применительно к нему для плоских заготовок с небольшой высотой h по отношению к размеру в поперечном направлении R ($h/R \ll 1$).

Рассмотрим процесс осадки цилиндрической заготовки, сектор которой показан на рис. 10. Заготовка имеет начальные высоту h_0, наружный радиус R_0 и относительную плотность θ_0, а в рас-

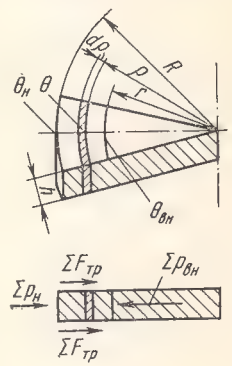


Рис. 10. Схема сил, действующих в сечении сектора осаживаемой заготовки

сматриваемый момент осадки эти величины будут соответственно θ, h и R. Плотность при этом неодинакова на разных расстояниях от центра: $r \to \theta_{вн}$, $\rho \to \theta$, $R \to \theta_н$, причем $\theta_{вн} > \theta > \theta_н > \theta_0$.

Поскольку тело является осесимметричным, задачу целесообразно решать применительно к сечениям заготовки концентрическими цилиндрическими поверхностями. В цилиндрическом сечении радиусом r действуют силы внутреннего давления $p_{вн}$, вызывающие растекание материала заготовки и уменьшающиеся с увеличением r, силы наружного давления $p_н$, препятствующие растеканию и не зависящие от r, поскольку определяются сопротивлением осадке периферийной части заготовки, и силы трения $F_{тр}$, также препятствующие растеканию и увеличивающиеся с уменьшением r, поскольку они являются интегральной величиной по соответствующей поверхности. Условие равновесия в этом сечении можно записать исходя из суммарной величины указанных сил:

$$\Sigma p_{вн} - \Sigma p_н - 2\Sigma F_{тр} = 0. \qquad (I.25)$$

Это уравнение решают для второго периода осадки и периферийной части заготовки в третьем периоде.

Суммарную величину внутреннего (бокового) давления можно определить, приняв, что боковое давление в любом сечении равно давлению прессования p. Действительно, при отсутствии такого равновесия в заготовке происходило бы перераспределение материала в направлении наименьшего сопротивления уплотнению до тех пор, пока оно не будет достигнуто (анизотропию свойств мы в этом случае не учитываем). Известно, что давление прессования определяется достигнутой плотностью прессовки, причем наиболее достоверно для ДГП силовое уравнение политропического вида, которое мы будем использовать в наших расчетах [6]:

$$p = p_к \theta^{n_1}, \qquad (I.26)$$

где $p_к$ — критическое контактное давление;

n_1 — показатель степени в силовом уравнении уплотнения, связанный с показателем степени в энергетическом уравнении зависимостью $n_1 = n - 1$ и определяемый экспериментально; его значение при горячей допрессовке в матрице заготовок с исходной относительной плотностью $\theta_0 = 0{,}6 \div 0{,}8$ составляет $n_1 = 5 - 10$.

Тогда:

$$\Sigma p_{вн} = 2\pi r h p \theta_{вн}^{n_1}. \qquad (I.27)$$

По аналогии может быть определена суммарная величина наружных сил бокового давления:

$$\Sigma p_{н} = 2\pi R h p_{к} \theta_{в}^{n_1}. \qquad (I.28)$$

Элементарная сила трения $dF_{тр}$ на площадке с радиусом ρ, шириной $d\rho$ и площадью dS согласно закону Кулона равна:

$$dF_{тр} = \mu p dS = 2\pi\rho \cdot d\rho \mu p_{к} \theta^{n_1}. \qquad (I.29)$$

где μ — коэффициент контактного трения при пластическом деформировании.

Суммарная сила трения определяется как соответствующая интегральная величина:

$$\Sigma F_{тр} = \int_{r}^{R} 2\pi\rho d\rho \mu p_{к} \theta^{n_1}. \qquad (I.30)$$

Трение при ДГП в большинстве случаев является вредным фактором, поскольку препятствует перераспределению материала, увеличивает градиент плотности, вызывает необходимость в создании сверхдавлений, увеличивает износ инструмента, поэтому необходимо стремиться к его уменьшению за счет применения смазок и повышения качества поверхности инструмента. Однако иногда оно играет активную роль, препятствуя растеканию материала заготовки (см. процесс ППП).

Поскольку в выражение (I.30) входят две переменные ρ и θ и математическое описание изменения θ в зависимости от ρ затруднено, хотя такая зависимость, несомненно, существует, введем понятие об условном среднем нормальном давлении $p_{ср}$ на кольцевой площадке с радиусом R и r, вызывающем одинаковую с истинной силу трения. Этому давлению соответствует условная средняя относительная плотность $\theta_{ср}$, значение которой находится между величинами $\theta_{н}$ и $\theta_{вп}$.

Тогда:

$$\Sigma F_{тр} = \pi (R^2 - r^2) \mu p_{к} \theta_{ср}^{n_1}. \qquad (I.31)$$

Из (I.30) и (I.31) можно определить $\theta_{ср}$:

$$\theta_{ср} = \frac{2\int_{r}^{R} \theta^{n_1} \rho d\rho}{R^2 - r^2}. \qquad (I.32)$$

Подставив (I.27), (I.28) и (I.31) в (I.24) и проведя сокращения, получим:

$$r\,h\,\theta_{вн}^{n_1} - R\,h\,\theta_{н}^{n_1} - (R^2 - r^2)\,\mu\,\theta_{ср}^{n_1} = 0.$$

Учитывая, что $R = r + \Delta r$ и $\Delta r/r \longrightarrow 0$ для периферийной части брикета, можно записать:

$$(\theta_{вн}/\theta_{ср})^{n_1} - (\theta_{н}/\theta_{ср})^{n_1} = \mu/r\,h\,(R^2 - r^2). \qquad (I.33)$$

Представим, что

$$\theta_{вн} = \theta_{ср} + \Delta'_{вн};\ \theta_{н} = \theta_{ср} - \Delta'_{н}, \qquad (I.34)$$

Тогда

$$\frac{\theta_{вн}}{\theta_{ср}} = \frac{\theta_{ср} + \Delta'_{вн}}{\theta_{ср}} = 1 + \Delta_{вн};\ \frac{\theta_{н}}{\theta_{ср}} = \frac{\theta_{ср} - \Delta'_{н}}{\theta_{ср}} =$$
$$= 1 - \Delta_{н}, \qquad (I.35)$$

где $\Delta_{вн}$ и $\Delta'_{н}$ — отклонения относительной плотности от $\theta_{ср}$ в рассматриваемом сечении радиусом r и на периферии прессовки; $\Delta_{вн} = \Delta'_{вн}/\theta_{ср}$; $\Delta_{н} = \Delta'_{н}/\theta_{ср}$ — соответствующие условные величины отклонений, отнесенные к средней относительной плотности.

Тогда

$$(1 + \Delta_{вн})^{n_1} - (1 - \Delta_{н})^{n_1} = \mu/r\,h\,(R^2 - r^2). \qquad (I.36)$$

Разложим степенные функции в ряды. Учитывая, что величины $\Delta_{вн}$ и $\Delta_{н}$ значительно меньше единицы и членами рядов во второй и более высоких степенях можно пренебречь, будем иметь

$$\Delta = \Delta_{вн} + \Delta_{н} = \mu/n_1(R^2 - r^2)/r\,h;\ \Delta = \theta_{вн} - \theta_{н}/\theta_{ср}, \qquad (I.37)$$

где Δ — суммарное условное отклонение относительной плотности на расстоянии от периферии $R - r$.

Таким образом, зная величины μ и n_1, можно определить градиент плотности заготовки в радиальном направлении. Для плоских заготовок интерес представляет определение положения сечения, где достигается плотность монолита, оцениваемое величинами $r_{кр}$ и $\Delta r_{кр}$. Решая (I.37) относительно r и не учитывая его отрицательного значения, получим:

$$r = \sqrt{\left(\frac{n_1 \Delta}{\mu}\ h\right)^2 + R^2} - \frac{n_1 \Delta h}{\mu};$$

$$r = \sqrt{R^2 + (k\,h)^2} - k\,h. \qquad (I.38)$$

Величина $k=n_1\Delta/\mu$ может быть оценена следующим образом. При $\theta_{вн}=1$ $\Delta_{max}=1-\theta_п/\theta_{ср}$ и при $\theta_н\approx 0{,}8$ и $\theta_{ср}\approx 0{,}9$ $\Delta_{max}=0{,}22$. Если $n_1=5$ и $\mu=0{,}5$, то $k\approx 2{,}2$. При $kh\ll R$ можно воспользоваться приближенным решением. В этом случае:

$$r_{кр}\approx R-1/2\,k h_{кр};\ \Delta r_{кр}=R-r_{кр}=$$
$$=1/2\,k_1 h_{кр}\approx 1{,}1\,h_{кр}. \qquad (I.39)$$

Наружный радиус R_2 заготовки в конце второго периода можно определить, приняв что он увеличивается только за счет растекания материала периферийной части, а количество материала остается постоянным:

$$\pi\left(R_2^2-r_{кр}^2\right)h_{кр}\left(1-\frac{\Delta_{max}}{2}\right)=\pi\left(R_0^2-r_{кр}^2\right)h_0\theta_0;$$

$$R_2=\sqrt{\frac{1}{1-\frac{\Delta_{max}}{2}}\left(R_0^2-r_{кр}^2\right)+r_{кр}^2}. \qquad (I.40)$$

Градиент плотности Δ'' в периферийной части заготовки на расстоянии $\Delta r=R-r$ от ее наружной поверхности можно определить из уравнения (I.37):

$$\Delta''=2\,\mu/n_1\cdot\Delta r/h\,(1+1/2\,\Delta r/r). \qquad (I.41)$$

Считая, что второе слагаемое в скобках мало по сравнению с единицей и что им можно поэтому пренебречь, получим:

$$\Delta'\approx 2\,\mu/n_1\cdot\Delta r/h. \qquad (I.42)$$

Закономерность увеличения радиуса r_i предельно уплотненной центральной зоны заготовки в третьем периоде осадки можно установить, приняв, что при небольшой величине абсолютной осадки dh заполнение объема пор $V_п$ в зоне шириной $dx=r_i-r_{кр}$ осуществляется только за счет ее осадки (ΔV_{oc}) и растекания монолитного материала сердцевины $\Delta V_ц$, а растекание материала из рассматриваемой зоны отсутствует:

$$V_п-\Delta V_{oc}=\Delta V_п;$$

$$2\pi\,\frac{r_1+r_{кр}}{2}\,dx\,h_{кр}\left(1-\frac{1}{2}\,\frac{\Delta_{max}}{k_1 h_{кр}}\,dx\right)-$$
$$-2\pi\,\frac{r_i+r_{кр}}{2}\,dx\,dh=\pi r^2\,dh, \qquad (I.43)$$

Величина в скобках (I.43) представляет собой среднюю пористость $П_{ср}$ на участке x, определенную при условии, что градиент пористости на периферийной части заготовки $\Delta_{max}/h_1 h_{кр}$ принят постоянным. Произведя преобразования, получим:

$$(d\,x^2 + 2\,r_{кр}\,d\,x)\,(h_{кр} - d\,h - 1/2\,\Delta_{max}/k_1\,d\,x) = \\ = d\,h\,r^2. \qquad (I.44)$$

Пренебрегая малыми величинами второго и третьего порядков и произведя интегрирование в пределах от $x=0$ до $x=r_i-r_{кр}$ и от $h=0$ до $\Delta h=h_{кр}-h$, будем иметь

$$d\,x = \frac{1}{2}\,r_{кр}\,d\,h/h_{кр};\ x = 1/2\,r_{кр}\,\varepsilon_{пр}. \qquad (I.45)$$

Величину r_i определим с учетом (I.39) и (I.45):

$$r_i = r_{кр} + x;\ r_i = r_{кр}\,(1 + 1/2\,\varepsilon);\ r_i = (R - 1/2\,k\,h_{кр}) \times \\ (1 + 1/2\,\varepsilon_{пр});$$

$$r_i = R\,(1 + 1/2\,\varepsilon_{пр}) - 1/2\,k\,h_{кр}\,(1 + 1/2\,\varepsilon_{пр}). \qquad (I.46)$$

Можно предполагать, что множитель $(1+1/2\ \varepsilon_{пр})$ является показателем степени изменения наружного радиуса заготовки и ширины неполностью уплотненной зоны при осадке $\varepsilon_{пр}$.

Экспериментальные исследования по распределению плотности проводили на цилиндрических образцах, изготовленных из довосстановленного железного порошка ПЖОМ. Холоднопрессованные образцы, имевшие остаточную пористость 20—22%, нагревали в печи с защитной атмосферой при температуре 1100°С в течение 8—10 мин и уплотняли плоскими бойками на фрикционном молоте. Приведенная работа уплотнения в зависимости от отношения $h_к/d$ принималась равной 1,7—40 кгс·м/см³. Отношение конечной высоты $h_к$ к диаметру d (образцы монолитные, $d=40$ мм и $h_к=8$, 6, 4 и 2 мм) составляло 0,2; 0,15; 0,1 и 0,05. На осаженных образцах распределение плотности в радиальном направлении определяли от периферии к центру. С этой целью сначала находили массу, объем и среднюю плотность всего образца, а затем выполняли последовательное стачивание материала слоями по 1 мм (на сторону) и гидростатическое взвешивание проточенных образцов. Частное от деления разности массы и объема между предыдущей и последующей проточками давало значение средней плотности материала, заключенного в кольце толщиной 1 мм. Такие операции производили до выявления критического радиуса, о чем свидетельствовало установление постоянства плотности центральной зоны образца, близкой к плотности компактного материала.

По размерам образцов после осадки и данным полученных плотностей определяли $h_{кр}$, $r_{кр}$, Δ и R_2. Результаты экспериментальных и расчетных значений приведены в табл. 3. При этом брали среднее

отклонения (Δ) относительной плотности по стачиваемым слоям от периферии к центру.

Из результатов сопоставления и анализа экспериментальных и расчетных значений видно, что предложенное выражение (I.8) вполне приемлемо для определения критической высоты. Причем равенство $h_{кр}^{р}=h_{кр}^{э}$ можно ожидать при $h_{кр}/d<0{,}1$, а для больших значений, вероятно, справедливо неравенство $h_{кр}<h_0/\beta_0$. Положе-

Таблица 3

Экспериментальные (в числителе) и расчетные (в знаменателе) значения характеристик осаженных образцов

Отношение $h_к/d$	w, кгс·м/см³	$h_{кр}$, мм	$r_{кр}$, мм	R_2', мм	Δ_1	Δ_2	Δ_3
0,2	6,7	7,65 / 9,1	11,7 / 12,6	21,0 / 20,0	0,03 / 0,03	0,08 / 0,06	0,05 / 0,08
0,15	6,7	6,2 / 7,3	12,5 / 13,5	20,4 / 21,0	0,05 / 0,04	0,09 / 0,06	0,06 / 0,07
0,1	6,7	4,25 / 4,7	14,2 / 15,0	19,9 / 19,2	0,03 / 0,04	0,10 / 0,08	0,08 / 0,11
0,05	8,4	2,17 / 2,2	16,0 / 16,9	19,1 / 19,8	0,03 / 0,05	0,05 / 0,80	0,06 / 0,10

ние критического радиуса, определенное экспериментально, вполне согласуется со значением, рассчитанным по предложенной формуле (I.39). Значения наружного радиуса также вполне сравнимы с расчетными. Расхождения экспериментальных значений градиента плотности с расчетными особенно ощутимы при $0_{вн}>0{,}9\div0{,}95$, а также при уменьшении отношения $h_к/d$. Можно предположить, что это вызвано неточностью определения показателя степени n_1, выбором ориентировочного значения коэффициента трения, а также большой погрешностью экспериментально определяемых плотностей из-за незначительной разницы их величин по мере приближения к критическому радиусу.

Таким образом, проведенный анализ позволяет проследить закономерность изменения основных параметров заготовки при ее свободной садке. Хотя в большинстве случаев при выводах использовали приближенные методы расчета, полученные результаты достаточно хорошо совпадают с экспериментальными данными.

4. МЕХАНИЗМ СРАЩИВАНИЯ НА КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ ЧАСТИЦ

Формирование материала из обособленных частиц порошка заключается не только в уменьшении пористости тела и увеличении его контактного сечения. Не менее важную роль при этом играет качество контакта и наличие связей между поверхностными атомами контактирующих частиц. Процесс образования таких связей называется «сращивание».

Используя терминологию М. Ю. Бальшина [13], можно сказать что консолидация складывается из уплотнения и сращивания частиц пористого тела. Автономность частиц обусловливается не только неполнотой их контакта, но и неполнотой сращивания на контактной поверхности.

Сращивание происходит при многочисленных вариантах технологических процессов обработки монолитных и порошковых материалов. Однако если применительно к первым оно стало предметом значительного числа теоретических и экспериментальных исследований, то для вторых это число явно недостаточно. Объективной причиной такого положения служит, на наш взгляд, то обстоятельство, что при использовании традиционных процессов порошковой металлургии, включающих операцию спекания, доминирующим фактором является обеспечение необходимой пористости материала, а сращивание при высокотемпературных длительных выдержках порошкового материала не представляет особых затруднений.

Сращивание при использовании импульсных процессов в определенных случаях может лимитировать их результаты вследствие возможной однозначности времени воздействия нагрузок и возникновения связей. Технология ДГП включает операции, последовательно приводящие к увеличению числа связей на контактных поверхностях, причем оно может либо сопутствовать увеличению контактного сечения, либо происходить при практически неизменной величине последнего.

Сращивание — двухстадийный процесс, включающий возникновение физического контакта и взаимодействие поверхностных атомов. Следовательно, сближение поверхностных атомов — обязательное, но не единственное условие сращивания. Оно происходит лишь при

ювенильном контакте, когда поверхностные атомы имеют нескомпенсированные связи и возможность взаимодействия при контакте.

Активация сращиваемых поверхностей происходит при разрыве насыщенных связей в результате выхода на эти поверхности дислокаций и вакансий в процессе пластического деформирования. Совместное пластическое деформирование частиц приводит, кроме того, к улучшению состояния их поверхности. Пленки окислов при этом разрушаются, выносятся из зоны деформирования и не препятствуют схватыванию металла. Условия для такого разрушения улучшаются с увеличением степени деформации частиц.

Таким образом, формирование контактной поверхности при прессовании определяется исключительно степенью пластической деформации частиц, а на сращивание влияют и другие условия процесса — температура, величина и характер действующих напряжений, скорость их приложения и т. п. При наличии окислов на контактной поверхности металлическая связь не образуется, при ювенильном контакте возможно сохранение физической границы раздела—межкристаллитное сращивание и ее частичное или полное отсутствие—внутрикристаллитное сращивание.

Степень сращивания может быть оценена металлографическим анализом, а также сравнением различных свойств исследуемого и монолитного материалов. Влияние загрязнений и окислов на сращивание подробно изучили при получении брикетов из металлической стружки для переплава. Здесь не предъявляются такие жесткие требования по загрязненности, как к изделиям из металлических порошков, и поэтому она может быть весьма различной.

Наличие загрязнений и окислов на контактных поверхностях приводит к значительному уменьшению числа металлических связей, свидетельством того могут служить результаты экспериментов по определению электро- и теплопроводности брикетов из металлической стружки холодного прессования без спекания и после него, а также полученных ДГП.

Электропроводность (λ) призматических брикетов холодного прессования из стружки стали ШХ15, загрязненной сульфофрезолом, оказалась в 15—20 раз меньше, чем электропроводность промытой стружки, и в 400—500 раз меньше, чем электропроводность компактного материала ($\lambda_к$). Зависимость между электропроводностью и пористостью следующая:

$$\lambda = k\lambda_к (1 - k_1 П), \qquad (I.47)$$

т. е. она аналогична формуле Оделевского [14]:

$$\lambda = \lambda_к (1 - 1{,}5\Pi), \qquad (I.48)$$

где k и k_1 — коэффициенты, значения которых для стружковых брикетов приведены ниже:

	k	k_1
Стружка промытая	$6 \cdot 10^{-2}$	2,5
Стружка с эмульсией	$2{,}7 \cdot 10^{-3}$	2,22

Величину $k\lambda_к$ можно рассматривать как условную электропроводность беспористого материала брикета, которая вследствие наличия загрязнений и окислов на частицах стружки значительно меньше электропроводности контактного материала. Увеличенное значение коэффициентов при текущей пористости свидетельствует об ускоренном уменьшении электропроводности брикетов из стружки по сравнению с прессовками из неокисленных металлических порошков. После электроконтактного спекания электропроводность возрастает, но остается в 4—8 раз меньше значений, определяемых по формуле (I.48).

В работе [4] было введено понятие о критерии качества контакта, основанное на сравнении экспериментальных значений теплопроводности брикетов из стружки различных видов с расчетными.

Сращивание на различных этапах технологии ДГП изучали на плоских натурных образцах, предназначенных для испытаний на растяжение. Именно свойства при таких испытаниях могут служить характеристикой качества контакта для прессовок. Растяжение приводит к увеличению числа дефектов строения, при сжатии же эти несовершенства залечиваются. Длина холоднопрессованного образца, длина его рабочей части и ширина составляли 55,28 и 3,3 мм соответственно; высота изменялась в зависимости от давления прессования. Исходный материал—железный порошок ПЖ20М, довосстановленный в водороде. Нагрев производили в лабораторной печи в среде очищенного водорода (точка росы—40°С).

Образцы допрессовывали в матрице с рабочей полостью, размеры которой позволяли осуществлять их свободную закладку. После ДГП длина, ширина и высота рабочей части образцов составляла 28,4 и 3—5 мм. Последняя партия образцов была подвергнута после ДГП нормализации с нагревом в защитной среде при различных температурах и времени выдержки.

Критерием оценки свойств полученных материалов $n_с$ является отношение их предела прочности при растяжении $\sigma_{вп}$ к пределу прочности соответствующего

компактного материала $\sigma_{вк}$ ($n_с = \sigma_{вп}/\sigma_{вк}$). В нашем случае для беспористого железа $\sigma_{вк} = 32$ кгс/мм². Более полно оценить степень сращивания на контактных поверхностях в наиболее слабом контактном сечении можно, исключив влияние пор. Для этого определяли условный предел прочности пористого материала, отнесенный к контактному сечению ($\sigma_{ву}$). Его отношение к пределу прочности компактного материала названо критерием качества сращивания $n_к$:

$$\sigma_{ву} = \sigma_{вп}/\alpha;\ n_к = \sigma_{ву}/\sigma_{вк} = \sigma_{вп}/\alpha\,\sigma_{вк} = N/N_0, \qquad (I.49)$$

где $\alpha = \theta^2\Delta\theta/\Pi_0$ — безразмерная доля контактного сечения в общем сечении пористого тела [13]; Π_0 и θ_0 — соответственно пористость и относительная плотность после утряски порошка $\Delta\theta = \theta - \theta_0$; N и N_0 — фактическое и теоретически вероятное количество связей на контактных поверхностях.

Холодное прессование по обычно принятым в технологии ДГП режимам приводит к увеличению относительной плотности θ до 0,7—0,8; при этом α возрастает от 0 до 0,3—0,55. В наших опытах $p = 1{,}0 \div 5{,}0$ тс/см²; $\theta = 0{,}620 \div 0{,}833$; $\alpha = 0{,}12 \div 0{,}60$; $\sigma_{вп} = 2{,}0 \div 25{,}0$ кгс/см²

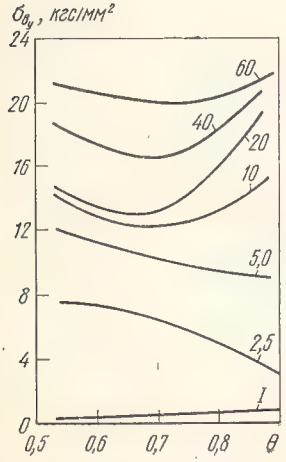


Рис. 11. Зависимость $\sigma_{ву}$ от θ для прессовок холодного прессования *I* и после их нагрева до 1100°С с разным временем выдержки, мин (см. цифры у кривых)

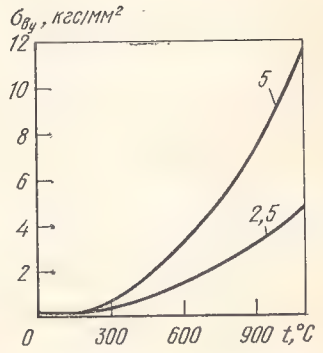


Рис. 12. Зависимость $\sigma_{ву}$ от температуры для прессовок при $p = 1{,}5$ тс/см² после нагрева в течение 2,5 и 5,0 мин

Значения $\sigma_{вy}$ в зависимости от θ приведены на рис. 11, из которого видно, что с увеличением относительной плотности $\sigma_{вy}$ возрастает, однако остается крайне низким и поэтому $n_к$ равно 0,4—1,3%. Это свидетельствует о незначительном вкладе рассматриваемой стадии процесса в процесс сращивания, практически полном отсутствии внутрикристаллитного сращивания и образовании только физического контакта между частицами, который улучшается при большей степени уплотнения, по-видимому, за счет сдвиговых деформаций в приконтактных объемах.

Наличие сформованного межчастичного контакта, благоприятная ориентировка зерен в приконтактных участках, повышенная дефектность их структуры, приводящая к значительной активации, обусловливают интенсивное протекание сращивания при нагреве прессовок. Рост значений $\sigma_{вy}$ наблюдается уже при температуре 200—300°С, что, вероятно, объясняется появлением термических напряжений и дополнительной активацией поверхностей за счет десорбции газов (рис. 12). Однако одновременно с этим возможен также разрыв контактов, что объясняет некоторое понижение $\sigma_{вy}$ при меньших температурах нагрева. Условия межкристаллитного сращивания улучшаются при протекании рекристаллизационных процессов, и это объясняет ускоренный рост $\sigma_{вy}$ при соответствующих температурах.

Результаты исследования процесса сращивания для случая нагрева прессовок с различной плотностью при 1100°С при различном времени выдержки в печи приведены на рис. 11. Увеличение времени выдержки привело к существенному росту значений во всех случаях, что, бесспорно, свидетельствует о рекристаллизационно-диффузионном механизме процесса в этих условиях. Зависимость $\sigma_{вy}=f(\theta)$ имеет более сложный характер, который может быть объяснен совместным влиянием разрушения контактов при снятии остаточных напряжений в приконтактных участках и интенсификации сращивания с увеличением их дефектности. И остаточные напряжения, и дефектность приконтактных участков возрастают с величением относительной плотности, однако в первом случае это приводит к уменьшению значений $\sigma_{вy}$, а во втором к их росту. Поэтому при небольшом времени выдержки (2,5 и 5,0 мин) наблюдается устойчивая тенденция к уменьшению значений $\sigma_{вy}$ с ростом относительной плотности вследствие отсутствия

возможности возобновления нарушенных контактов. Использование более длительных выдержек привело к появлению минимумов на кривых. Это время (10 мин и более) оказалось достаточным для возобновления контактов, и определяющим при высокой плотности прессовок здесь явилась дополнительная активация материала. Дальнейшее увеличение времени (60 мин) приводит к выравниванию кривых и приближению количества связей к теоретически вероятному ($n_к = 64 \div 68\%$).

Исследование сращивания при ДГП путем определения значений $\sigma_{ву}$ в зависимости от приведенной работы уплотнения проводили на прессовках, полученных при различных давлениях холодного прессования, нагретых в течение 10 мин до 1100°С. Перед ДГП прессовок определили следующие показатели: $\sigma_{ву} = 12 \div 15$ кгс/мм², $n_к = 38 \div 47\%$, $n_с = 4 \div 30\%$. Результаты определения $\sigma_{ву}$ после ДГП (рис. 13) свидетельствуют о том, что при практически мгновенном воздействии динамических нагрузок на материал возможно достижение полного сращивания на контактных поверхностях и достижение значений $n_к$ и $n_с$, приближающихся к 100%.

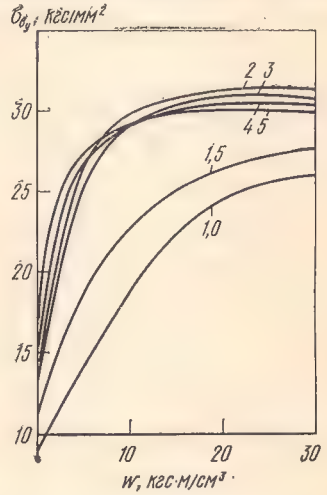


Рис. 13. Зависимость $\sigma_{ву}$ от w для заготовок, полученных при различных давлениях холодного прессования, тс/см² (см. цифры у кривых)

Использование прессовок с различной исходной плотностью приводит к изменению характера зависимости $\sigma_{ву} = f(w)$. Если для прессовок, полученных при давлении 1 и 1,5 тс/см², условный предел прочности $\sigma_{ву}$ непрерывно возрастал при увеличении работы уплотнения в исследованном интервале значений (от 5 до 30 кгс·м/см²), то уже при 2 тс/см² имеется предельное значение работы уплотнения, дальнейшее увеличение которого не сопровождается ростом $\sigma_{ву}$. При дальнейшем увеличении давления $\sigma_{ву}$ имеет несколько большие значения (чем при 2 тс/см²) при небольших значениях

работы уплотнения и меньшие после достижения предельных значений работы уплотнения.

По аналогии с проведенным ранее сравнением энергетических затрат на получение беспористого материала методами литья и порошковой металлургии [4] можно провести сравнение этих затрат исходя из обеспечиваемого ими определенного качества сращивания на контактных поверхностях. Так, нагрев прессовок, полученных при $p=2$ тс/см^2, до 1100°С в течение 10 мин привел к увеличению предела прочности с 0,08 до 4,28 кгс/мм^2, а условного предела прочности с 0,25 до 13,4 кгс/мм^2 при энергетических затратах более 100 кал/г. Дополнительные затраты механической энергии, эквивалентные 5—8 кал/г, т. е. почти на полтора порядка меньшие, привели к намного большему по абсолютному значению увеличению значений $\sigma_{ву}$ и $\sigma_в$ (ориентировочно до 30 кгс/мм^2). Очевидно, что, подтверждая в принципе высказанное ранее предположение о взаимозаменяемости температурных и энергетических условий сращивания [15], указанное обстоятельство свидетельствует о неравноценности этих факторов при различных условиях процесса. Если при низких температурах даже значительные затраты механической энергии не могут привести к существенному улучшению качества контакта, то при высоких температурах приложение механической энергии оказывается гораздо более эффективным средством улучшения качества сращивания и уровня механических свойств материала, чем дальнейший нагрев. Кроме того, можно сделать вывод, что в каждом определенном случае существует конкретный температурно-энергетический минимум воздействия на пористые заготовки, обеспечивающий максимальный уровень сращивания.

Результаты определения влияния продолжительности нагрева перед ДГП на условный предел прочности $\sigma_{ву}$ при различных значениях работы уплотнения наглядно показывают, что время влияет на условный предел прочности $\sigma_{ву}$ только при небольших значениях, т. е. до тех пор, пока не будет обеспечен прогрев заготовок по всему сечению ($\tau=5\div20$ мин при $\omega=10\div30$ кгс·м/см^3). Дальнейшее увеличение времени не вызывает изменения условного предела прочности $\sigma_{ву}$, поэтому в случае использования однородных (гомогенных или однокомпонентных) шихтовых материалов продолжительность нагрева заготовок перед ДГП должна выбираться толь-

ко с учетом их полного прогрева. Лишь при крайне незначительных значениях работы уплотнения (5 кгс× ×м/см^3), не обеспечивающих полного уплотнения и сращивания, увеличение времени и связанное с этим возрастание значений $n_к$ в заготовке перед ДГП приводит к увеличению $\sigma_{вy}$. Результаты многочисленных опытов по установлении возможности дальнейшего повышения $n_к$ после ДГП при дополнительной термообработке (нормализация) показали, что условный предел прочности $\sigma_{вy}$ практически не зависит от времени (2,5—60 мин) и температуры нагрева (850—1100°С). Однако можно заметить тенденцию к некоторому уменьшению его среднего значения и улучшению стабильности результатов с повышением температуры нормализации. Такая стабильность улучшается также с удлинением выдержки при одинаковых температурах нормализации.

Изменение свойств при последующей термообработке сформированного в результате ДГП материала объясняется залечиванием остающихся дефектов в виде микротрещин и несплошностей, приобретения более благоприятной формы пор, т. е. их сфероидизации. Именно эти факторы приводят, как было отмечено в работах [4, 5], к повышению пластических свойств. Число связей несколько возрастает, а степень горячего наклепа уменьшается и значение $\sigma_{вy}$ остается практически постоянным.

Таким образом, результаты проведенного анализа, показывают, что все рассмотренные стадии технологии ДГП вносят определенный вклад в развитие процесса сращивания на контактных поверхностях, однако основную роль здесь играет операция ДГП. Значительно меньшую роль при сращивании играет нагрев пористых порошковых заготовок перед ДГП. Еще меньший вклад вносят (в количественном отношении) операции холодного прессования и последующей (после ДГП) термообработки, однако холодное прессование целесообразно из технологических соображений, а термообработка может использоваться для повышения качества изделий.

С целью исключения влияния побочных факторов на процесс сращивания и обеспечения возможности наблюдения контактной поверхности после ДГП с различной степенью термомеханического воздействия было проведено моделирование этого процесса. Исследования выполняли на пластинчатых и стружковых образцах из стали 08кп и меди (только пластинчатые) [15].

На пластинках были изучены зоны контакта и на основании полученных результатов проанализировали микроструктуру стружковых сростков, для которых затруднительно обнаружение исходных частиц и мест их взаимодействия.

Из каждого сростка изготавливали по два разрывных образца — в направлении прессования и нормальном к нему направлении. Свойства первых определяли степенью взаимодействия контактных поверхностей, вторых — свойствами исходного материала. Анизотропия свойств, особенно поперечного сужения, уменьшалась по мере увеличения термомеханического воздействия до тех пор, пока при оптимальных условиях ДГП не достигались в обоих направлениях свойства исходного материала.

Микроанализ показал, что достижению однородности свойств соответствует наибольшая гомогенизация микроструктуры сростка и главным образом, по-видимому, за счет более равномерного распределения в нем кислорода вследствие диффузии, интенсифицируемой повышением температуры ДГП и стимулируемой образованием дефектов в процессе пластической деформации.

На основании результатов изучения микро- и субмикроструктуры, а также рентгеноструктурного анализа пластинчатых сростков меди (мономорфного металла) можно высказать предположения о механизме сращивания металла при ДГП. Его суть заключается в слиянии поверхностных зерен двух контактирующих частиц металла во время действия деформирующего усилия сжатия. При этом ориентировка одного из контактирующих зерен, вероятно, более «жесткая» в отношении действующего усилия, т. е. в этом зерне процессы скольжения развиваются менее интенсивно, тогда как в другом происходит множественное скольжение и поворот блоков в положение, соответствующее «жесткому» зерну. Обеспечение такого соответствия ориентировки приводит к коалесцированию блоков пластичного зерна с субзернами «жесткого», увеличивая его размеры, что равносильно миграции начальной границы поверхности в глубину более пластичного зерна. Такой тип внутрикристаллитного сращивания возможен при уровне термомеханического воздействия, обусловливающего горячую пластическую деформацию, когда ее скорость меньше скорости восстановительных процес-

сов полигонизации и рекристаллизации. В противном случае возникает межкристаллитное сращивание, и уровень механических свойств исходного металла не достигается.

При сращивании стали, в отличие от меди, определенную роль играет фазовая перекристаллизация. Структурообразование зоны сращивания выше точки A_{c1} может происходить по типу внутрикристаллитного сращивания, тогда как ниже этой точки наблюдается только межкристаллитное. При охлаждении сростка после ДГП до температуры выше точки A_{c1} по границам зерен аустенита идет зарождение зерен феррита и $\gamma \longrightarrow \alpha$-превращение приводит к возникновению внутрикристаллитного сращивания в местах контакта аустенитных зерен. Этим же можно объяснить и возникновение внутрикристаллитного сращивания вместо межкристаллитного в результате нормализации сростков.

При наличии внутрикристаллитного сращивания разрывы образцов при испытании на растяжение происходят вне зон сращивания по материалу пластин. Упрочнение здесь можно объяснить влиянием кислорода. Нормализация улучшает пластичность пластинчатых сростков вследствие диффузии кислорода из зон сращивания в материал пластин. Нормализация также улучшает поперечное сужение (Ψ) стружковых сростков, хотя причина этого улучшения иная по сравнению с пластинчатыми, в этом случае происходит скругление формы пор, и уменьшается их разупрочняющее действие. Свойства исходного материала достигаются при $Q = 98 \div 99\%$.

Неодинаковая пластичность стали и меди, объясняемая различием числа систем скольжения (для α-железа 48, для γ-железа и меди 12), приводит к разной их способности к сращиванию при сходственных температурах. ДГП стали при 700°С (0,48 $T_{пл}$ чистого железа) обеспечивает получение сростков со свойствами на уровне 30% от свойств исходного металла, тогда как ДГП меди при 550°С (0,6 $T_{пл}$) практически совершенно не обеспечивает сращивания. Очевидно, значение при этом имеет склонность меди к горячему наклепу.

Можно отметить, что наиболее чувствительной характеристикой качества сращивания является поперечное сужение образцов, а также существование прямолинейной корреляционной связи между осадкой пластин-

чатых стростков и поперечным сужением и криволинейной зависимости поперечного сужения от относительной плотности для стружковых сростков, что позволяет наметить пути разработки неразрушающих методов контроля изделий из порошков, получаемых ДГП.

5. СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ МАТЕРИАЛА

Формирование структуры материала при ДГП протекает в условиях интенсивной пластической деформации его частиц, причем такая проработка порошкового материала распределяется по объему равномернее, чем монолитного материала. Одновременно происходит ускоренное охлаждение изделий вследствие передачи тепла стенкам относительно холодной прессформы, что обеспечивает проявление эффекта термомеханической обработки. Непосредственно предшествуют ДГП и во многом определяют структуру получаемого материала процессы восстановления окислов и газовыделения при высокотемпературном нагреве порошковых заготовок. Немаловажным для результатов структурообразования является наличие неметаллических включений в исходных металлических порошках.

Установить зависимости характеристик структуры порошкового материала непосредственно от величин, служащих для количественного определения параметров указанных явлений, крайне затруднительно. Учитывая, кроме того, что такие зависимости в большинстве случаев будут иметь ограниченное практическое применение, более целесообразным нам представляется исследование влияния на процесс структурообразования технологических параметров ДГП, таких как температура и приведенная работа прессования, гранулометрический состав исходных порошков и пористость заготовки, а также условия нагрева и деформации заготовки. Помимо изучения структуры материала с применением методов микро-, макро- и рентгеноструктурного анализа, было проведено исследование его физико-механических свойств и химического состава, что позволило установить некоторые количественные зависимости. Поскольку для различных материалов влияние указанных факторов имеет много общего, а исследования весьма трудоемки, они были проведены лишь на наиболее распространенных в порошковой металлургии материалах — железных порошках и железоуглеродистых композициях.

Температура и продолжительность нагрева заготовок перед ДГП определяет степень протекания окислительно-восстановительных и диффузионных процессов в материале. Результаты этих процессов можно оценить по свойствам материала, подвергнутого ДГП непосредственно после нагрева при той же температуре. Как показали результаты исследований, проведенных на заготовках (*П*-30%, ПЖ20М+0,5% сажи), нагревавшихся при 900—1200°С в течение 3—25 мин и допрессовывавшихся при работе уплотнения 22 кгс·м/см³, температура 900—1000°С малоприемлема, поскольку не обеспечивает полного растворения углерода. Особенно низкими здесь оказываются пластические свойства. Плотность и механические свойства порошковой стали, полученной при 1100 и 1200°С, отличаются незначительно.

Для производственного технологического процесса более приемлема температура 1100°С, которая в дальнейшем в основном применялась для исследований. Сталь содержала 0,22% связанного углерода, имела пористость $\leqslant$1,5% и по прочностным свойствам превосходила горячекатаную сталь 20, а по пластическим несколько уступала ей. Минимальное время нагрева, обеспечивающее получение высоких свойств, составляло 12 мин, однако оно должно корректироваться при использовании заготовок других размеров (в нашем случае заготовки имели размеры 9×16×55 мм).

Определить истинное влияние температуры ДГП можно, проведя нагрев заготовок по оптимальному режиму, а допрессовку при более низких температурах.

Температура ДГП, с одной стороны, влияет на протекание процессов межчастичного сращивания при уплотнении заготовки и формования из нее готового изделия, причем с ее повышением вследствие увеличения пластичности материала, снижения его сопротивления деформированию и улучшения условий активации контактных поверхностей эти процессы интенсифицируются. С другой стороны, температура ДГП очень сильно влияет на особенности структуры материала, определяя возможность протекания рекристаллизационных процессов и проявления эффекта термомеханической обработки, что было подтверждено экспериментально.

Заготовки с пористостью 30% нагревали до 1100°С, выдерживали при этой температуре (железные 10 мин,

железоуглеродистые 20 мин), а затем подстуживали до 1000—700°С. С целью обеспечения одинаковой плотности образцов корректировали величину работы уплотнения.

Понижение температуры приводит к увеличению числа дефектов структуры — увеличению напряжений второго рода и уменьшению размеров блоков мозаики. У образцов из железного порошка предел прочности практически не изменяется, а относительное удлинение возрастает вплоть до 800°С, что связано с измельчением зерна и образованием субзерен.

Наличие фазовых превращений обусловливает иной характер изменения свойств порошковых сталей с изменением температуры. Для доэвтектоидных сталей оптимальное сочетание свойств обеспечивается при температуре несколько выше линии *GS* на диаграмме железо—углерод. Прессование при более высоких температурах приводит к увеличению зерна, а при более низких температурах увеличивается доля феррита и уменьшается предел прочности. Вследствие интенсивного дробления зерен феррита относительное удлинение возрастает. Этот эффект проявляется все в меньшей мере с приближением состава к эвтектоидному. Таким образом, наиболее целесообразным режимом высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) стандартных и полученных методом ДГП порошковых доэвтектоидных сталей является аустенитизация при высокой температуре (1100°С) и деформирование (после подстуживания) при температурах, близких к точке A_3. Аналогичность режимов обработки порошковых и компактных сталей обусловливается тем, что ДГП содержит элементы термомеханической обработки, в частности ВТМО, заключающиеся в создании структуры с повышенной плотностью и благоприятным распределением дефектов кристаллического строения.

Максимальная прочность эвтектоидной порошковой стали наблюдается при температуре 800—850°С. Высокая скорость охлаждения при этом приводит к образованию структуры промежуточного типа с наличием мартенситных участков.

Характер изменения предела прочности заэвтектоидной порошковой стали связан с образованием карбидов. Его максимум совпадает с условиями, обеспечивающими наибольшую степень измельченности включений цементита, и соответствует температурам несколько

ниже точки A_{cm}. При более высокой температуре в структуре наблюдаются видманштеттовые выделения цементита, а при более низких температурах увеличивается количество крупных включений цементита, расположенного по границам частиц и зерен и вызывающего появления высоких локальных напряжений.

Увеличение работы ДГП до значений, обеспечивающих плотность монолита, во всех случаях сопровождается повышением механических свойств (рис. 14). Дальнейший рост работы уплотнения, не вызывая изменения плотности, приводит к так называемому перенаклепу и снижению механических свойств в результате появления микротрещин в стали, полученной на основе крупного порошка (рис. 14,*б*). Особенно наглядно это проявляется при наличии в материале неметаллических включений, барьерное влияние которых вызывает образование скоплений дислокаций, перерастающих в микротрещины. Если порошок мелкий (рис. 14,*а*), избыточная работа не вызывает существенного изменения свойств.

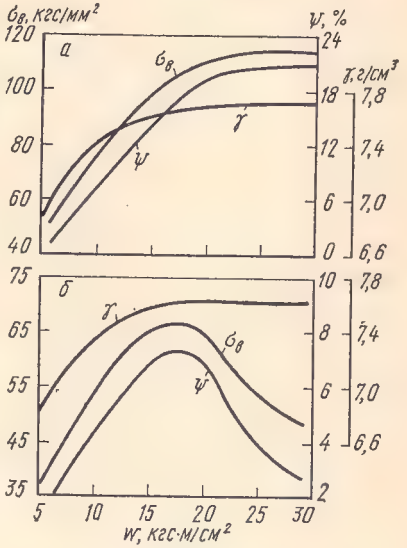


Рис. 14. Влияние работы уплотнения на плотность и механические свойства стали (0,5 — 0,6% С) на основе порошков ПЖ20М (*а*) и ПЖ2К (*б*)

Рассматривая влияние гранулометрического состава порошковой шихты, пористости заготовки и условий ее нагрева (температура, время, среда) на процесс структурообразования, следует прежде всего отметить, что все эти факторы влияют на протекание окислительно-восстановительных и диффузионных процессов. Ими определяется степень гомогенности материала, полученного в результате ДГП, а также количество некоторых неметаллических включений (окислов железа, графита

и др.). Влияние последних на структуру и механические свойства порошкового материала с небольшой пористостью особенно велико, поскольку, кроме разупрочняющего действия, связанного с уменьшением «живого» сечения металла и концентрацией напряжений, они препятствуют межчастичному сращиванию в условиях интенсивной пластической деформации и могут являться причиной возникновения микротрещин. Поэтому, как правило, их содержание в материале должно быть минимальным. Помимо указанного, каждый из этих факторов имеет и свое специфическое влияние.

Размер частиц порошковой шихты влияет на размеры и количество пор в порошковой заготовке, определяя условия пластического течения материала. Результаты экспериментов, проведенных на рассеянных и стандартных порошках различного гранулометрического состава, показали, что плотность образцов при его изменении остается практически постоянной, близкой к плотности монолита. Это можно объяснить наличием избыточной работы т. е. $w > w_m$. Прочность материала также примерно одинакова, а пластические свойства отличаются, что можно объяснить следующим. Укрупнение рассеянных порошков приводит к уменьшению доли межчастичных окислов, затрудняющих сращивание, а также облегчает уплотнение, увеличивая долю избыточной работы и обеспечивая равномерную интенсивную деформацию частиц. В результате этого происходит увеличение пластичности материала. Стандартные же порошки наряду с крупными имеют и мелкие частицы, что приводит к возникновению локальных скоплений окислов и неравномерности деформации, усиливающейся по мере укрупнения порошков и вызывающей некоторое понижение пластических свойств.

Влияние размеров частиц порошка на свойства сталей исследовали при постоянном содержании в них углерода, что обеспечивалось добавками различных количеств сажи в порошках разных фракций. Образцы получали из заготовок пористостью 30% при $w = 25$ кгс$\times$ $\times$м/см^3, $t = 1100$°С, $\tau = 20$ мин; среда — водород. Результаты экспериментов показали, что стали, получаемые из порошков мелких фракций, имеют более высокие значения плотности, предела прочности и пластичности. Это можно объяснить меньшим содержанием в них окислов и свободного углерода из-за интенсивности окислительно-восстановительных процессов, мелкозернистой

однородной структуры и отсутствия трещин, вызываемых скоплением дислокаций у неметаллических включений.

Пористостью заготовки определяются затраты работы на ее уплотнение, степень деформации материала частиц и равномерность ее распределения по объему. Ранее автором было показано, что с уменьшением исходной пористости заготовки максимальная приведенная работа уплотнения уменьшается. Однако не всегда максимальная плотность изделия обеспечивает наилучшие механические свойства.

Исследование влияния исходной пористости прессовок на свойства и структуру железа после ДГП производили на призматических образцах размером 10×10×55 мм, полученных из Сулинского железного порошка марок ПЖ20М, ПЖ2М и Тульского порошка марки ПЖ0. Из этих порошков готовили холодные прессовки пористостью от 9 до 52%. Заготовки нагревали при температуре 1100°С в течение 10 мин в атмосфере водорода. Нагретые заготовки допрессовывали в прессформе на ковочном молоте при различных значениях приведенной работы уплотнения (5, 10, 20, 30 кгс·м/см^3). Механические свойства материала определяли на стандартных образцах диаметром 5 мм, которые вытачивали из призматических. Микроструктурный анализ проводили на шлифах, приготовленных из поперечного и продольного срезов исходных образцов. Те же микрошлифы использовали для рентгеноструктурного анализа, который осуществлялся на установке УРС-50И с автоматической записью кривой распределения интенсивности при применении k_α железного излучения по известным методикам [16].

На рис. 15 показано изменение плотности и механических свойств образцов после ДГП заготовок из железного порошка марки ПЖ20М, имеющих различную исходную пористость. Пористость материала после ДГП при работе уплотнения 5 и 10 кгс·м/м^3 увеличивается по мере увеличения исходной пористости. После ДГП при работе уплотнения 20 и 30 кгс·м/см^3 исходная пористость не оказывает существенного влияния на изменение пористости материала. Изменение механических свойств материала после уплотнения заготовок при работе уплотнения 5 и 10 кгс·м/см^3 находится в прямой зависимости от пористости материала. Однако улучшение механических свойств по мере снижения остаточ-

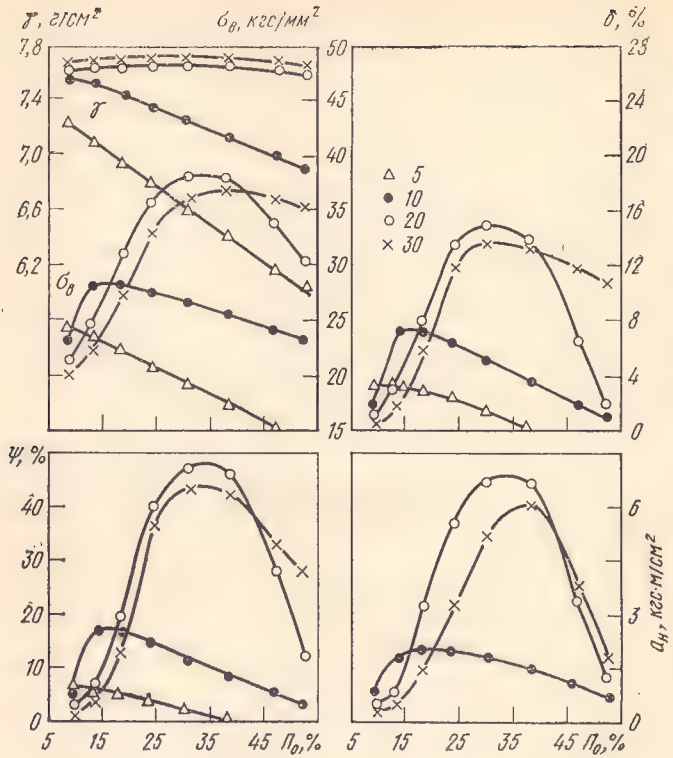


Рис. 15. Физико-механические свойства материала после допрессовки заготовок с различной исходной пористостью. Цифры у значков — работа, кгс·м/см³

ной пористости происходит лишь при значении пористости, которая для данных условий уплотнения приближается к минимальной, т. е. после ДГП при $w = w_m$. При $w > w_m$ механические свойства резко ухудшаются, особенно после допрессовки заготовок пористостью 9—14% при работах уплотнения 10, 20 и 30 кгс·м/см³. Характерным является то, что, несмотря на более высокую пористость образцов, полученных после ДГП заготовок с исходной пористостью 10—17% при работе уплотнения 10, 20 и 30 кгс·м/см³, а также после уплотнения прессовок с исходной пористостью 10% при работе уплотнения 5 кгс·м/см³, механические свойства материала улучшаются. При увеличении исходной пористости до 40% материал после ДГП при работе уплотнения

20 кгс·м/см³ имеет более высокие механические свойства, чем при 30 кгс·м/см³. Однако при исходной пористости более 40% механические свойства материала ухудшаются, причем в большей степени для образцов, полученных при 20, чем при 30 кгс·м/см³, несмотря на незначительную разницу по плотности.

Для установления причин изменения свойств материала был проведен рентгено- и микроструктурный анализ образцов. По мере увеличения исходной пористости заготовки в материале после ДГП при работе уплотнения 30 кгс·м/см³ напряжения второго рода ($\Delta a/a$) уменьшаются, а размеры блоков мозаики (D) увеличиваются, что, безусловно, вызвано увеличением степени горячего наклепа. На это указывает увеличение микротвердости (H_{50}) отдельных зерен, которая возрастает так же, как и напряжения второго рода. Следовало ожидать и увеличения прочности, однако этого не наблюдается. Более того при минимальных значениях D и максимальных значениях $\Delta a/a$ и H_{50} значения механических свойств металла самые низкие. Следовательно, увеличение степени горячего наклепа, способствующее обычно росту прочности, в данном случае приводит к ухудшению механических свойств.

Причиной здесь являются окислы, количество которых значительно больше в образцах после уплотнения прессовок с низкой пористостью, чем высокопористых. Содержание различного количества окислов в образцах вызвано неодинаковой степенью довосстановления прессовок при нагреве перед ДГП в среде водорода. При низких значениях исходной пористости условия довосстановления прессовки ухудшаются. Кроме того, в таких образцах заметна определенная направленность расположения неметаллических включений, так как они не полностью выносятся из зоны деформирования, а располагаются по границам зерен и частиц. Это в свою очередь приводит к ухудшению условий схватывания частиц между собой.

Включения располагаются по границам зерен и частиц и служат барьерами для движения дислокаций, препятствуя их аннигиляции. Такое перенасыщение дефектами кристаллической решетки отдельных объемов металла приводит к возникновению высоких локальных напряжений. В результате в металле могут возникать микро- и субмикроскопические трещины. Известно так-

же, что сами неметаллические включения в порошковом материале оказывают отрицательное влияние на механические свойства, особенно при высокой плотности. В данном случае их влияние на разупрочнение проявляется сильнее после уплотнения при таких условиях, которые обеспечивают одновременно наибольшие плотность и степень горячего наклепа.

Причины, по которым неметаллические включения в беспористом порошковом материале более опасны, чем в обычном литом металле, следующие.

1. В беспористом порошковом материале содержатся включения преимущественно силикатного типа, имеющие высокую твердость и хрупкость, которые наиболее опасны в качестве концентраторов напряжений. Вблизи них появляются микротрещины и полосы скольжения.

2. Размеры включений значительно больше (до 200 мкм) по сравнению с включениями в литых материалах (5—40 мкм), что способствует образованию зародышевых микротрещин и развитию быстрого разрушения.

3. Включения в порошковом материале имеют остроугольную осколочную форму, которая более опасна, чем глобулярная, присущая включениям в литых металлах.

Резкое ухудшение механических свойств материала, полученного при ДГП заготовок с низкой пористостью, связано с большой неоднородностью пластической деформации. Повышенное количество неметаллических включений увеличивает эту неоднородность. Структура такого материала более крупнозернистая и неоднородная. Сами зерна имеют вытянутую форму. Заметна определенная направленность расположения их от центра к периферии (рис. 16,*а*). Разрушение образца происходит именно по границам этих зерен, как показано на рис. 16,*б*. Такая особенность в строении металла вызвана неполной рекристаллизацией, торможению которой способствовало большое количество неметаллических включений.

При нагреве (1100°С, 10 мин) заготовки с бóльшей исходной пористостью (до 40%) количество неметаллических включений за счет довосстановления окислов железа уменьшается, а деформация при ДГП становится более равномерной. В результате этого материал имеет более однородную и мелкозернистую структуру, и свойства его улучшаются. Тем не менее, как показано на рис. 15, значения механических свойств материала, полученного при работе уплотнения 30 кгс·м/см^3, ниже, чем при

20 кгс·м/см³. Это вызвано тем, что оставшиеся силикатные включения, которые имеют высокую твердость и хрупкость более опасны для материала с бо́льшей степенью наклепа.

Микроструктурный анализ материала, полученного после ДГП высокопористых заготовок (52%) при работе уплотнения 20 кгс·м/см³, выявил наличие в некоторых

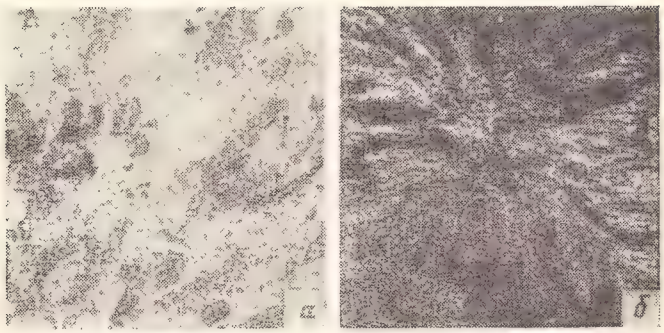


Рис. 16. Микроструктура (*а*) и вид излома (*б*) материала, полученного при ДГП заготовок исходной пористости 9%

местах границ деформированных частиц; при этом количество межчастичных связей может оказаться недостаточным. Уплотнение таких заготовок при 30 кгс·м/см³ обеспечивает более высокие механические свойства материалов, чем при 20 кгс·м/см³.

Наглядным подтверждением такого изменения механических свойств материала является вид изломов образцов. Образцы, полученные после допрессовки заготовок с низкой пористостью, имеют хрупкий межзеренный излом, который соответствует низким значениям свойств материала. По мере увеличения исходной пористости наблюдается все более вязкий внутризеренный излом, а значения механических свойств повышаются. После ДГП заготовок с пористостью 52% вследствие уменьшения количества межчастичных связей излом характеризуется межзеренным и межчастичным разрушением. После уплотнения при 30 кгс·м/см³ здесь также имеются участки внутризеренного излома. Следовательно, оптимальная исходная пористость заготовок из порошка марки ПЖ20М, обеспечивающая максимальные значения свойств материала после ДГП, составляет 30—40%.

Для изучения характера изменения свойств образцов, полученных при работе уплотнения 20 кгс·м/см^3, после термообработки был проведен рекристаллизационный (700°С, 2 ч) и высокотемпературный (1100°С, 30 мин) отжиг. После рекристаллизационного отжига свойства образцов не изменились. Не происходило также заметного изменения размера и формы зерен и неметаллических включений. Отжиг при 1100°С (30 мин) привел к увеличению значений свойств, особенно предела прочности при растяжении для образцов, полученных после ДГП заготовок с низкой исходной пористостью. Для этих образцов отмечен рост зерна, что должно способствовать уменьшению прочности. В то же время равномерное перераспределение и коагуляция включений в образцах при отжиге улучшают механические свойства. Такое улучшение свойств, по-видимому, еще в большей степени связано с залечиванием микро- и субмикроскопических трещин в результате дополнительного спекания в процессе высокотемпературного отжига.

Свойства материала, полученного при ДГП (w= 20 кгс·м/см^3) заготовок с низкой пористостью (12%), можно улучшить применением более чистых порошков. Образцы из дополнительно восстановленных в водороде порошков марок ПЖ20М и ПЖ2М имели ударную вязкость несколько выше (0,6—1,6 кгс·м/см^2), чем из недовосстановленных порошков (0,2 кгс·м/см^2). Наибольшей ударной вязкостью (6,2 кгс·м/см^2) обладал материал, полученный из железного порошка марки ПЖ0, что объясняется содержанием в нем незначительного количества неметаллических включений. Характер зависимости механических свойств этого материала от исходной пористости при w=const отличается от наблюдавшегося для материала, полученного из порошка ПЖ20М. Значения свойств образцов по мере уменьшения исходной пористости возрастают. Это вызвано тем, что благодаря отсутствию неметаллических включений не возникают критические напряжения, способствующие зарождению микротрещин, а зерно измельчается.

Условия нагрева порошковых заготовок определяют протекание процессов, присущих обычному спеканию, что можно проследить на примере влияния продолжительности нагрева заготовок из порошка ПЖ20М+1% С (сажа) с исходной пористостью 30% при 1100°С. Увеличение времени до 10 мин сопровождается уменьшением

количества связанного и свободного углерода за счёт восстановления окислов железа, которое практически заканчивается при $\tau=20$ мин (поверхностное обезуглероживание при этом не учитывали, так как исследовали центральную часть образцов). При таком времени обеспечиваются наилучшие свойства материала, поскольку дальнейшее увеличение времени выдержки приводит к укрупнению зерна.

Тонкая структура материала из металлического порошка претерпевает изменения в процессе проведения большинства операций его обработки при ДГП. Холодное прессование сопровождается пластической деформацией частиц, степень которой определяется достигаемой плотностью материала, в свою очередь определяющей степень наклепа смещенных объемов частиц и их тонкую структуру. Последняя зависит, кроме того, и от условий прессования [5].

При нагреве заготовок перед ДГП происходит разупрочнение материала прессовок из-за диффузии атомов, перераспределения дислокаций и т. д. В результате последующего нагружения происходит дальнейшая деформация частиц порошка. Это приводит к увеличению искажений кристаллической решетки и плотности дислокаций, которые не успевают сниматься процессами возврата.

В число факторов, определяющих тонкую внутризеренную структуру материала, полученных ДГП, входят прежде всего скорость нагружения, температура и работа уплотнения, степень деформации материала частиц порошка и др. При высокой пористости материала, когда роль пластической деформации в уплотнении невелика, скорость нагружения практически не влияет на величину напряжений II рода и размеры блоков мозаики. Так, при $П=20\%$ с увеличением скорости уплотнения с 4,4 до 42 м/с отношение $\Delta a/a$ меняется лишь от $0{,}32\cdot10^{-3}$ до $0{,}35\cdot10^{-3}$. С увеличением роли пластической деформации в уплотнении, т. е. при получении материалов с небольшой пористостью, влияние скорости уплотнения проявляется более резко.

Например, при $П=4\%$ и скорости 4,4 м/с $\Delta a/a=0{,}5\cdot10^{-3}$, $D=4{,}5\cdot10^{-6}$ см, а при 42 м/с эти значения составляют $0{,}6\cdot10^{-3}$ и $3{,}6\cdot10^{-6}$ см соответственно. Как следует из данных табл. 4, повышение температуры ДГП приводит к снятию горячего наклепа. Это можно объяснить более полным протеканием рекристаллизационных процессов при охлаждении образцов, что в свою очередь приводит к уменьшению различия между характеристиками структуры с изменением скорости уплотнения.

Аналогичные результаты получены при изучении уплотнения заготовок из медного порошка и свинцовой сечки. Интенсивность изменения элементов тонкой структуры с увеличением скорости уплот-

нения для прессовок из медного порошка оказалась большей, чем из свинцовой сечки, что свидетельствует о большей скорости разупрочнения во втором случае. Это подтверждается и результатами измерения твердости прессовок, которая при 42 м/с возросла для меди в 1,7, а для свинца в 1,3 раза по сравнению с прессовками, полученными при уплотнении с начальной скоростью 1 м/с.

Увеличение температуры ДГП приводит к укрупнению зерен, а увеличение скорости уплотнения к их измельчению. Варьируя температуру и скорость ДГП, можно управлять формированием структуры и получать материал с оптимальными характеристиками.

Таблица 4

Значения $\Delta a/a$ и D при различной скорости ДГП

Скорость ДГП, м/с	700°С		1100°С	
	$\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^3$	$D \cdot 10^6$, см	$\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^3$	$D \cdot 10^6$, см
4,4	0,6	4,10	0,5	4,5
12,8	0,67	4,0	0,52	4,1
30	0,70	3,7	0,55	4,1
36	0,76	3,5	0,55	4,1
42	0,8	3,0	0,60	3,6

Субструктура материала, полученного при ДГП, находится в аналогичной с микроструктурой зависимости от указанных факторов. Субструктура зерен частиц, находящихся в различных зонах прессовки, неодинакова, что указывает на различную степень их деформации, различную ориентацию по отношению к давлению прессования и на различное действие внешнего и внутреннего трения. Наибольшее искажение субструктуры наблюдается в приконтактных участках частиц. При высокой пористости материала после ДГП его твердость невелика и практически одинакова при всех температурах и скоростях ДГП, что можно объяснить незначительной степенью пластической деформации материала частиц. С увеличением плотности твердость возрастает, причем в большей степени для прессовок, полученных при низких температурах и высоких скоростях ДГП. При одностороннем прессовании твердость поверхности, прилегающей к неподвижному пуансону, меньше твердости поверхности, обращенной к подвижному пуансону, что обусловлено потерями на внешнее трение. При $h_к/d=0{,}32$ эта разница составила 10%. С увеличением скорости прессования возрастает и микротвердость материала.

С целью определения влияния способа получения образцов на механические свойства были проведены испытания на растяжение. Применявшиеся при этом образцы в одном случае изготавливали обточкой призматических заготовок, в другом брали образцы без механической обработки. Значения механических свойств во втором случае оказались более высокими, что свидетельствует об упрочнении поверхностного слоя.

Влияние скорости ДГП на механические свойства незначительно при 700° и весьма ощутимо при 1100°С. Возрастание значений свойств с увеличением скорости более заметно при высокой плотности прессовок. Так, для $\gamma=7{,}6$ г/см^3 $\sigma_в=40$ кгс/мм^2 при $v=36$ м/с и $\sigma_в=35$ кгс/мм^2 при $v=4\div22{,}5$ м/с. Относительное удлинение у образцов, полученных при высоких скоростях ДГП, меньше (19%), чем у образцов, полученных при низких скоростях ДГП (25%).

Таким образом, структура и свойства материала, полученного при ДГП, определяются параметрами всех основных этапов технологического процесса, начиная от характеристики используемых порошков и кончая степенью термомеханического воздействия при горячей допрессовке заготовок. Изменяя эти параметры, можно получить материалы с заданной структурой и свойствами. Дополнительным средством управления последними является последующая термообработка.

6. ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ

В ряде случаев получение порошков сплавов либо нецелесообразно по технологическим соображениям, как, например, в случае железоуглеродистых сплавов, когда наличие углерода в порошке затрудняет его последующую обработку, либо еще не освоено промышленностью. В этом случае шихта составляется из порошков отдельных компонентов сплава или их лигатур, а формирование сплава осуществляется на одном из этапов высокотемпературной обработки и определяется диффузионными процессами, которые должны протекать достаточно активно. В отличие от гомогенных сплавов, при производстве гетерогенных композиционных материалов диффузионные процессы должны быть в максимальной степени подавлены, чтобы избежать появления переходных зон, отрицательно влияющих на механические свойства материала. Обосновать выбор параметров технологии ДГП в обоих случаях можно только при условии знания особенностей протекания диффузионных процессов.

В зависимости от состава порошкового сплава, особенностей конструкции и назначения изготавливаемых деталей, масштабов их производства и наличия соответствующего оборудования гомогенизация может проводиться на разных этапах ДГП.

Наблюдаемые при нагреве пористых заготовок перед ДГП процессы имеют много общего с происходящими при спекании. Наряду с этим существуют также отли-

чия, обусловливаемые задачами этой операции. Как известно, при спекании окончательно формируются изделия и его материал. Поэтому параметры спекания выбираются исходя из условий, не всегда являющихся оптимальными для протекания диффузионных процессов. Параметры нагрева перед ДГП могут меняться в более широких пределах и быть близкими к оптимальным в целях гомогенизации. Например, нагрев может проводиться при высоких температурах без опасения ухудшения свойств из-за появления диффузионной пористости, поскольку последняя может исчезнуть в процессе горячей допрессовки.

Существенные отличия наблюдаются и в процессах перераспределения элементов в материалах, сформированных при ДГП, по сравнению с литыми и спеченными. Наличие многочисленных дефектов структуры, примесей, остаточной пористости и взаимодействие структурных дефектов с примесными атомами определяют особенности многих важных процессов, протекающих в сплавах при термической обработке, пластической деформации и эксплуатации в условиях воздействия нагрузки, нагрева и других факторов.

Широкая номенклатура применяемых порошковых сплавов, многообразие особенностей диффузионных процессов и трудоемкость их исследований определили целесообразность более подробного рассмотрения диффузии лишь таких типичных компонентов, как углерод, хром, медь, марганец и никель, образующих с железом твердые растворы внедрения и замещения. Полученные зависимости могут рассматриваться как общие для всех компонентов, образующих аналогичные фазы. Некоторые вопросы диффузии других элементов рассматриваются в разделах, посвященных разработке технологии получения соответствующих сплавов.

Диффузия углерода в углеродистых сталях

Исследования проводили на образцах из железного порошка вихревого помола, полученных при 600—1200°С. Образцы подвергали диффузионному отжигу при 850°С в течение 30 мин в разреженной газовой среде, содержащей изотоп C^{14}. При этом соблюдались условия протекания диффузии углерода из постоянного источника, что позволило применить математическую обработку кривых по методике, предложенной в работе [17].

На рис. 17 приведены кривые изменения интенсивности излучения I/I_0 по результатам послойного анализа, из которого видно, что глубина диффузионного слоя x с понижением температуры ДГП уменьшается. Коэффициенты диффузии углерода ($Д_с$) возрастают с повыше-

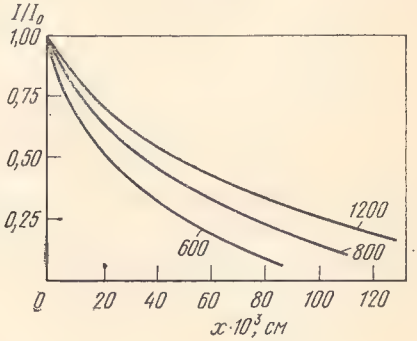


Рис. 17. Изменение интенсивности излучения по глубине диффузионной зоны в зависимости от температуры ДГП, °С (см. цифры у кривых)

нием температуры ДГП [18], что объясняется, на наш взгляд, понижением плотности структурных дефектов, которые захватывают атомы углерода и затрудняют их передвижение так же, как тормозится движение дислокаций примесными атомами. Для исследования влияния примесей использовались реактивный, вихревого помола и полученный восстановлением порошки (перечислены в порядке возрастания количества примесей). Наибольшая глубина диффузионного слоя и значение коэффициента диффузии наблюдаются у образцов из реактивного железного порошка, а наименьшая у образцов из восстановленного порошка.

Влияние эффекта термомеханической обработки на диффузию углерода исследовали на образцах стали ЖГр1,0. С понижением температуры ДГП глубина проникновения изотопа C^{14} и значения коэффициентов диффузии уменьшаются при одинаковой плотности (1,5—2,0%), что обусловлено подавлением рекристаллизационных процессов при охлаждении [19].

Было исследовано также влияние продолжительности отжига стали ЖГр1,0, полученной при 800 и 1100°С, на диффузию углерода. Предварительный нагрев образцов производили в течение различного времени, выдержка в радиоактивной среде при 800°С составляла 30 мин. С увеличением температуры ДГП и времени нагрева об-

разцов перед диффузионным отжигом коэффициент диффузии углерода возрастает, что связано с процессами рекристаллизации (числитель температура ДГП 800°С, знаменатель 1100°С):

Продолжительность предварительного отжига при 800°С, мин	0	5	15	30	60	120
Диффузия углерода в стали ЖГр1,0, $Д_с 10^8$ см²/с	0,55/—	—/18	—/26	0,67/34	0,80/67	1,10/—

В процессе диффузионного отжига происходит также рекристаллизация, поэтому следует ожидать, что коэффициент $Д_с$ величина переменная, она минимальна в начале этого процесса и, постепенно увеличиваясь, приближается к своему предельному значению.

Влияние степени гомогенности железоуглеродистых сплавов на диффузию углерода изучали в процессе отжига при 800 и 1100°С на материалах, полученных методом ДГП (800°С, 30 мин; 1100°С, 20 мин), и на стали У10А. Увеличение температуры диффузионного отжига и ДГП до 1100°С приводит к практически полному снятию эффекта торможения подвижности углерода ($Д_с$ = =0,92 и $1{,}1 \cdot 10^{-6}$ см²/с). Глубина и коэффициент диффузии при 800°С в образцах, полученных методом ДГП (800°С, 30 мин), значительно меньше, чем в стали У10А ($5{,}5 \cdot 10^{-9}$ и $2{,}7 \cdot -0^{-8}$ см²/с соответственно).

При микро- и авторадиографических исследованиях установлено наличие свободного углерода в образцах, полученных методом ДГП при низких температурах нагрева. В целях исключения влияния побочных факторов и установления корреляции между содержанием в сплаве структурносвязанного углерода $С_{св}$ и величиной $Д_с$ образцы готовили при нагреве заготовок перед ДГП до 900°С и различном времени выдержки (см. табл. 5).

Таблица 5

Зависимость D_c от $С_{св}$ для материала после ДГП

τ, мин	$С_{общ}$, %	$С_{св}$, %	$Д_с \cdot 10^8$, см²/с	τ, мин	$С_{общ}$, %	$С_{св}$, %	$Д_с \cdot 10^8$, см²/с
5	1,06	0,13	0,83	15	0,92	0,46	3,08
10	0,97	0,31	1,87	30	0,84	0,67	4,95

Отжиг проводили при 800°С. Результаты опытов свидетельствуют об ускорении диффузии с увеличением степени гомогенности. Определенную роль играет также уменьшение количества примесей вследствие довосстановления окислов и обезуглероживания при удлинении выдержек.

При исследовании диффузии углерода в образцах одинаковой плотности (7,7 г/см^3), полученных методом ДГП со скоростями 2, 9, 30 и 42 м/с, значения $Д_с$ оказались равными $7{,}4 \cdot 10^{-7}$, $3{,}0 \cdot 10^{-7}$, $2{,}95 \cdot 10^{-7}$ и $2{,}9 \cdot 10^{-7}$ см^2/с соответственно. Все эти образцы после отжига на равновесное состояние при 1100°С в течение 2 ч имели одинаковые коэффициенты диффузии, равные $9{,}3 \cdot 10^{-7}$ см^2/с. Таким образом, эффект замедления диффузии углерода усиливается с увеличением скорости прессования. Причем он наиболее ярко выражен при увеличении скорости прессования до 10 м/с, что находится в соответствии с полученными результатами рентгеноструктурного анализа по плотности дислокаций и связано со взаимодействием атомов углерода с дефектами структуры.

Диффузия углерода в стали Г13п

В шихте, приготавливаемой для получения стали Г13п, присутствуют углерод (графит) и марганец (ферромарганец). От скорости диффузии этих элементов при нагреве перед ДГП зависит однородность получаемой структуры. Диффузия углерода определяет процессы, связанные со структурными изменениями, а также выделение карбидов и других фаз, что в конечном счете определяет износостойкость стали.

Сталь Г13п отличается от литой повышенной плотностью структурных дефектов и мелкозернистостью, значения коэффициента диффузии углерода для нее оказались меньшими: соответственно $8{,}1 \cdot 10^{-9}$ и $2{,}16 \cdot 10^{-8}$ см^2/с при 800°С и $1{,}12 \cdot 10^{-6}$ и $1{,}7 \cdot 10^{-6}$ см^2/с при 1200°С [33].

На диффузионную подвижность атомов углерода в аустените существенное влияние оказывают степень гомогенности структуры, плотность структурных дефектов, пористость и другие факторы. Как показали результаты микро- и авторадиографических исследований, подтвержденных результатами количественного анализа на микрозонде «САМЕСА», только при температуре прессования 1200°С и 20-мин выдержке обеспечивается достаточная гомогенизация, а отклонения от среднего содержания марганца не превышают 1—1,5%. Количество аустенита, по данным магнитного анализа, составляет не менее 97—98%. Этим объясняется практическое совпадение коэффициентов диффузии углерода в порошковой и обычной стали при 1200°С.

Влияние температуры ДГП на диффузию углерода в аустените изучали при 800°С. Образцы с пористой аустенитной структурой, по-

лученной гомогенизацией при 1200°С и 20-мин выдержке, подстуживали до различных температур и подвергали ДГП. Вместе с ними изучали отожженные образцы стали Г13п. Понижение температуры ДГП приводит к уменьшению глубины и коэффициентов диффузии. Прессование в нагретой матрице с последующей закалкой образцов приводит к повышению плотности структурных дефектов и усилению эффекта торможения атомов углерода.

Для определения энергии активации (Q) и предэкспоненциального множителя (D_0) в порошковых и обычных сталях (для сравнения) использовали экспоненциальное выражение Аррениуса:

$$D = D_0 \exp(-Q/RT). \qquad (I.50)$$

Значения D_0 и Q для некоторых материалов приведены ниже:

Марка стали	Г13Л	Г13п	У10	ЖГр1,0
Q, кал/г·моль . . .	36000	41000	34500	44000
D_0, см²/с	0,41	8,5	0,82	9,5

Увеличение параметров диффузии углерода в аустените для материалов, полученных ДГП, свидетельствует о наличии дополнительных энергетических барьеров, снижающих его подвижность. С понижением температуры отжига эффект замедления диффузии усиливается. В области высоких температур значения $Д_с$ в порошковых и компактных сталях сближаются.

Диффузия углерода в магнитотвердых материалах

Перспективным направлением улучшения магнитных свойств постоянных магнитов является уменьшение вредного влияния углерода. Знание температурной зависимости коэффициента диффузии углерода дает возможность установить наиболее рациональный температурный интервал обезуглероживания. Хорошо также связывать углерод в стойкие карбиды. В связи с этим добавка около 1% Ti в порошковые магниты весьма желательна.

Спеченные магниты из сплава ЮНДК24 исследовали как после спекания, так и после ДГП. Из партии спеченных магнитов отбирали образцы с одинаковой плотностью (6,9—7,0 г/см³).

Коэффициенты граничной и объемной диффузии определяли раздельно. Экспоненциальная зависимость коэффициента диффузии от температуры соблюдается в температурном интервале существования сплава с однотипной объемноцентрированной кубической решеткой. Высококоэрцитивный распад практически не вызвал отклонения от экспоненциальной зависимости. Выпад точек при 900—1200°С обусловлен выделением избыточной фазы. Температурные зависимости коэффициентов диффузии, а следовательно, и ее параметры для литого и спеченного магнитов оказались одинаковыми вследствие того, что спекание сопровождается образованием жидкой фазы, и незначительная разница в их плотности практически не оказывает влияния на параметры диффузии, хотя существенно может повлиять на магнитные свойства. Значения D_0 для несодержащих и содержащих 1% Ti спеченных сплавов равны соответственно 11,5 и 16,5 см²/с, а значения Q равны соответственно 46500 и 48600 кал/г·моль. Уровень диффузионной подвижности углерода в сплаве ЮНДК24 на 2—3 порядка ниже, чем в чистом феррите.

Температурная зависимость коэффициента диффузии углерода в сплаве после ДГП описывается формулой $Д_с = 27{,}8 \exp$

(—49600/RT). Энергия активации в этом сплаве несколько выше, чем в спеченных сплавах, что свидетельствует о тормозящем влиянии ДГП. Однако эффект уменьшения диффузионной подвижности углерода здесь выражен слабее, чем в рассмотренных выше конструкционных порошковых материалах. Это объясняется, очевидно, меньшей степенью пластической деформации при горячей допрессовке.

Диффузия хрома

Диффузию хрома изучали на примере растворения частиц феррохрома в железной матрице. Эта шихта применяется при получении износостойкого материала. Результаты исследований показали, что растворение частиц феррохрома начинается уже после 30-мин выдержки при 1000°С. Вокруг этих частиц появляется светлая нетравящаяся в растворе HNO_3 кайма, значительно увеличивающаяся с повышением температуры. Наличие хрома в светлой зоне подтверждено рентгеноспектральным анализом. Исследование проводили на образцах, содержащих 1,5% феррохрома (фракция —200+160 мкм), 0,6% графита, остальное — железный порошок.

Спеченные при 1000—1250°С образцы зондировали по линии железоуглеродистая матрица — диффузионная зона — карбидная частица. Было установлено, что повышение температуры спекания приводит к более плавному изменению концентрации хрома в карбидной частице и по ширине диффузионной зоны. Ширина зоны возрастает, а размер карбидных частиц уменьшается.

На основании полученных экспериментальных данных механизм растворения углеродистого феррохрома в γ-железе, по-видимому, сводится к следующему. Под действием градиента химического потенциала на границе карбид—матрица атомы железа проникают в карбид, поскольку они наиболее подвижны, чем атомы хрома, связанные в карбиде. Наличие пористости и дефектов структуры приконтактного слоя облегчает этот процесс, увеличивая концентрацию вакансий. Свободная энергия системы при насыщении специальных карбидов железом уменьшается. При достижении в локальных (толщиной от нескольких атомных слоев до нескольких микрон) участках предельной (минимально возможной) концентрации хрома происходит диссоциация карбида и наступает вторая стадия процесса.

Продукты диссоциации — атомы хрома и углерода— во второй стадии диффундируют в γ-железо, причем

первые способствуют стабилизации α-железа, вторые— γ-железа. Точки S и E на диаграмме железо—углерод смещаются влево и вверх, критическая скорость закалки уменьшается, и после ДГП в диффузионной зоне образуется мартенсит. Поскольку градиент химического потенциала углерода направлен в сторону матрицы, оттока углерода из матрицы к диффузионной зоне, как

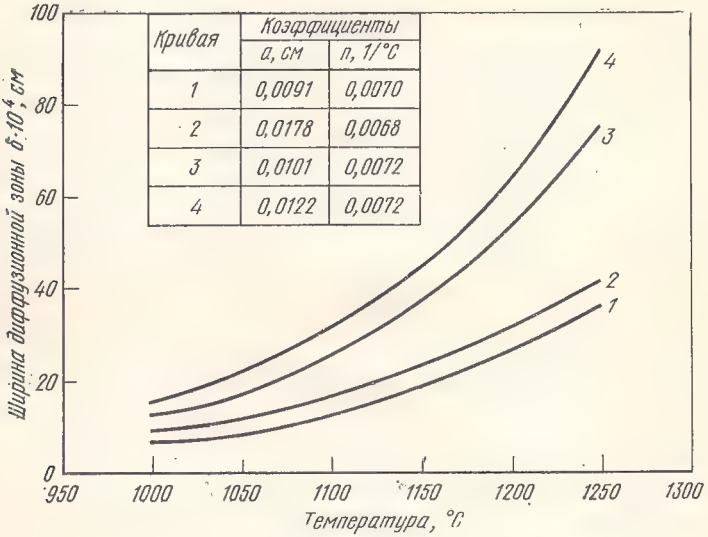


Рис. 18. Зависимость ширины диффузионной зоны от температуры для образцов из железа, содержащих 1,5% феррохрома и 0,6% углерода:
1, 2 — отжиг после ДГП; *3, 4* — гомогенизация заготовок перед ДГП

это имеет место при хромировании углеродистых сталей, не происходит, вследствие чего явления образования вокруг частиц хрома кольцевого слоя карбидов не наблюдается. При температуре выше 1000°С первая стадия процесса протекает значительно быстрее и лимитирующей является вторая стадия.

В качестве количественной характеристики процесса растворения принята ширина диффузионной зоны δ, определяемая приборами ЛМК-3 и МАР-1. Исследовали как пористые образцы (после холодного прессования), так и беспористые, т. е. после ДГП (рис. 18). Продолжительность отжига и гомогенизация составляла 60 мин (кривые *1* и *3*) и 90 мин (кривые *2* и *4*). Температура нагрева перед ДГП составляла 1100°С, время 10 мин.

Анализ полученных результатов показывает, что скорость растворения хрома в пористых образцах в два раза выше, чем в плотных.

Интенсивность диффузионных процессов характеризовали обобщенным показателем — эффективным коэффициентом диффузии [21]:

$$\bar{D} \approx \delta^2/4\tau, \qquad (I.51)$$

а также по содержанию хрома и железа в произвольно выбранных точках диффузионной зоны, определенных на приборах МАР-1 и «САМЕСА».

Значения коэффициентов диффузии пористых образцов, определенных по разным методикам, совпадают между собой в пределах отклонений ±30%, а также с литературными данными при 1200°С (для компактных — при 1050 и 1250°С). Они подчиняются зависимости (I.50). Отклонения экспериментальных точек от прямых в координатах $\lg \bar{D}$—$1/T$ незначительны. Энергия активации для образцов ДГП составляет 52000 кал/г-атом, а для пористых образцов 44000 кал/г-атом (средние значения по двум методикам определения $\bar{D}$), т. е. в пористом теле диффузия протекает намного активнее, что можно объяснить повышенной плотностью вакансий. Сопоставление полученных значений энергии активации с литературными данными [21] свидетельствует о наличии граничной диффузии у пористых образцов и смешанной (объемная и граничная) у компактных.

Зависимость ширины диффузионной зоны от времени выдержки при 1200°С, которую можно считать оптимальной, описывается уравнением:

$$\delta^{5,5} = 1{,}033 \cdot 10^{-6}\tau. \qquad (I.52)$$

Показатель степени здесь имеет большее значение, чем это известно из литературы, что также свидетельствует о протекании реакционной диффузии и наличии двухстадийного механизма растворения карбидов.

Влияние пористости на скорость процесса растворения исследовали на образцах, полученных при разных давлениях холодного прессования и приведенных работах горячего прессования (5—30 кгс·м/см³, 1100°С) и нагревавшихся по одинаковому режиму (1200°С, 60 мин). Эта зависимость для холоднопрессованных заготовок имеет экстремальный характер благодаря противоположному влиянию увеличения контактной поверхности

(что вызывает увеличение ширины диффузионной зоны) и уменьшению пористости, вызывающей ее снижение. При плотности 5,2—6,2 г/см³ ширина диффузионной зоны имеет максимальное значение и составляет примерно $53 \cdot 10^{-4}$ см.

У образцов ДГП ширина диффузионной зоны одинакова ($29 \div 31 \cdot 10^{-4}$ см) при всех исследованных плотностях и имеет бóльшее значение, чем у холоднопрессованных образцов. Это можно объяснить наличием максимальной степени контакта матрицы с труднодеформируемыми карбидными частицами уже при работе уплотнения 5 кгс·м/см³. В то же время повышенная дефектность и мелкозернистость структуры материала способствует интенсификации диффузии по сравнению с аналогичными по плотности холоднопрессованными образцами.

Влияние гранулометрического состава феррохрома исследовали на образцах плотностью 6,1—6,2 г/см³, содержащих 13% (объемн.) феррохрома и нагревавшихся при 1200°С в течение 30 мин. Мелкие фракции (—50 мкм) за это время успевают почти полностью раствориться, обеспечивая легирование практически всего объема материала, крупные сохраняются (—200+100 мкм), что обусловливает целесообразность использования порошка смешанного состава, приводящего к получению мартенситной структуры матрицы при сохранении упрочняющей фазы — карбидных частиц.

Эффективные коэффициенты диффузии многокомпонентных материалов

Была исследована диффузия в порошковых материалах на основе железа, совместно легированных медью, никелем и хромом. Сравнительные результаты были получены при легировании одной медью и одним марганцем. Температура гомогенизации составляет 1200°С, за исключением сплава, легированного 2% Cu и 2% Ni (1250°С), отмеченного особо.

Марганец вводили в виде ферросплава (92% Mn); хром совместно с никелем вводили в виде лигатуры Х18Н15, а все остальные компоненты в виде их порошков. Распределение легирующих элементов изучали при помощи микроанализатора MS-46 фирмы «CAMECA». Наиболее однородная структура получена у материалов,

легированных медью и марганцем. Так, при использовании порошков (6% Cu, 94% Fe) распределение меди было однородным, мелкие выделения ε-фазы размерами 2—5 мкм распределялись равномерно. Для марганцовистых сталей максимальное содержание марганца составляло 4,2% (среднее 3%).

В сплавах, легированных совместно никелем и медью, а также никелем и хромом, оставались светлые участки в виде глобул, которые очень плохо травились. При их исследовании на микроанализаторе было установлено, что они представляют собой твердые растворы на базе железа, обогащенные легирующими элементами. Равномерность в распределении элементов в значительной степени определялась технологическими режимами, а для композиций Fe—Cu—Ni и количественным соотношением легирующих элементов.

На основании данных микрозондирования проводили расчет $\overline{D}$ по формуле, предложенной П. Д. Шьюмоном [22]:

$$\Delta C = \exp\left(-\pi^2 \overline{D}\,\tau / L^2\right), \qquad (I.53)$$

где ΔC разность между начальной и конечной концентрациями в данной точке, %; τ — время спекания, с; L — расстояние между точками с минимальной и максимальной концентрациями, мкм.

На первом этапе спекания сплавов Fe—Cu—Ni образуется жидкая фаза меди, в которой растворяется никель, а затем уже из медноникелевого раствора идет диффузия в железную матрицу. С повышением содержания меди в сплаве увеличивается количество жидкой фазы и время ее существования. Благодаря активному прохождению процессов диффузии растекания интенсифицируется гомогенизация сплава. Введение более тугоплавкого никеля тормозит диффузию меди. Этим и объясняется увеличение времени на гомогенизацию меди в присутствии никеля до 2—2,5 ч, в то время как в железомедных композициях такая однородность достигается за 30 мин.

Применение лигатур значительно сокращает пути диффузии легирующих элементов и, следовательно, уменьшает время гомогенизации. Для изготовления стали, легированной 2% Ni и 2,3% Cr, вводили 13% порошка Х18Н15, при этом число источников диффузии увеличилось в 6,5 раза по сравнению с введением в качестве

легирующих добавок порошков компонентов (при одинаковом гранулометрическом составе). Однако эффективный коэффициент диффузии никеля увеличивается только приблизительно в три раза, так как интенсивность диффузии понижается с уменьшением содержания легирующего элемента в ее источнике.

В результате определения эффективного коэффициента диффузии было установлено, что его величина зависит от температуры, химического состава и изменяется в процессе спекания, причем это изменение для различных элементов неоднозначно.

Так, медь наиболее активно диффундирует в течение первого часа, а затем скорость ее диффузии убывает; для никеля значение $Д$ несколько увеличивается в первый час спекания благодаря его растворению в жидкой меди, а в течение следующих двух часов остается на одном уровне. С уменьшением содержания меди в композиции с 6 до 2% эффективный коэффициент диффузии никеля понижается примерно в два раза. Повышение температуры нагрева с 1200 до 1250°С интенсифицирует диффузию, причем для никеля этот коэффициент увеличивается в четыре раза, а для меди всего в полтора раза, поскольку она в обоих случаях находится в жидком состоянии. Сравнительно высокий эффективный коэффициент диффузии марганца при 1200°С также, по-видимому, связан с наличием жидкой фазы. Недостаточная чистота ферромарганца приводит к понижению его температуры плавления.

В порошковых системах эффективный коэффициент диффузии на 1—3 порядка выше, чем в монолитных материалах. Повышение диффузионной активности легирующих элементов в композицях из металлических порошков можно объяснить наличием увеличенного числа вакансий, искажений кристаллической решетки и других дефектов на поверхности частиц порошка, а в присутствии меди появлением жидкой фазы. Скорость диффузии на поверхности частиц в два-три раза выше, чем вглубь [23].

Установлено, что при температуре 1200°С значения $Д$ для исследуемых элементов могут быть расположены по мере их возрастания в следующем порядке: Cu, Mn, Cr, Ni. Полученные зависимости дают возможность ориентировочно определять время гомогенизации материала в зависимости от его химического состава.

Глава II

ТЕХНОЛОГИЯ ДГП И РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ВЫБОРУ ЕЕ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ

Рассмотренные выше явления определяют возможность получения компактных материалов и изделий из пористых порошковых заготовок и некоторые физические закономерности этого процесса. Однако его результаты во многом зависят и от технологических параметров, и от особенностей применяемой оснастки и оборудования. Именно эти параметры обусловливают стабильность состава, структуры и свойств получаемого материала, качество поверхности и точность размеров изделия, производительность процесса и его надежность. Промышленная реализация ДГП ставит все эти факторы в разряд важнейших.

Наличие определенной общности процесса ДГП с широко применяемыми в технике процессами порошковой металлургии и обработки металлов давлением позволяет использовать здесь многие уже апробированные технологические и конструктивные решения, а специфические особенности этого процесса требуют внесения зачастую весьма существенных коррективов.

1. ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ДГП

Требования к исходным материалам определяются особенностями формирования структуры материала, а также формообразования изделия. Существенную роль играют химический и гранулометрический состав исходных порошков и микроструктура частиц.

Результаты исследования показали, что все частицы применяемых нами железных порошков являлись поликристаллами, при этом мелкий порошок отличается более мелким зерном. При отжиге (дополнительное восстановление при 680—720°С в течение 2—4 ч) микроструктура восстановленного порошка практически не изменилась, а порошков, полученных механическими методами (например, вихревым размолом), претерпевает значительные изменения вследствие рекристаллизационных процессов. Микротвердость отожженного порошка на 25—30 единиц (140—145 кгс/мм²) выше, чем у низкоуглеродистого железа, отожженного по тем же режимам.

Выбор химического и гранулометрического состава исходных порошков обусловлен в основном составом получаемых материалов, который должен обеспечивать максимальную эксплуатационную надежность производимых из них изделий при минимальной стоимости. Железо является основой большинства сталей и сплавов, получаемых ДПП, требования к составу железного порошка были рассмотрены ранее [5].

Углерод — наиболее дешевый и распространенный компонент в порошковых сплавах, активнее других элементов воздействующий на их структуру и свойства и служащий обязательной составляющей углеродистых и легированных сталей. Однако его использование при производстве порошковых сталей вызывает определенные трудности. Процесс нагрева, даже при применении защитных сред, сопровождается обезуглероживанием. Обычно оно бывает неодинаковым по сечению изделия, что приводит к неоднородности структуры, ухудшает степень воспроизводимости механических свойств. Поэтому в ряде случаев целесообразно получение безуглеродистых легированных материалов по достаточно экономичной технологии.

Легирование низкопористых порошковых материалов преследуют те же цели, что и компактных сталей. Каждый легирующий элемент по разному взаимодействует с другими компонентами сплава и по своему влияет на искажение кристаллической решетки в случае образования твердых растворов. Выбор легирующих элементов в каждом конкретном случае определяется требованиями к свойствам материала, а также экономическими и технологическими соображениями.

Медь — самый распространенный легирующий элемент, используемый для получения порошковых легированных конструкционных материалов. Благодаря низкой ее температуре плавления спекание осуществляется в присутствии жидкой фазы, и при этом активизируется гомонизация. Медь замедляет диффузию углерода, оказывает графитизирующее действие, препятствует обезуглероживанию, повышает прочность, обрабатываемость, коррозионную стойкость. Эффект ее воздействия связан с дисперсионным твердением вследствие уменьшения растворимости при понижении температуры.

Никель образует с железом неограниченный ряд растворов в твердом и жидком состоянии, снижает критиче-

ские точки, повышая устойчивость аустенита. Пластичность стали возрастает без снижения прочности, увеличивается окалиностойкость и сопротивление коррозии.

Марганец, хром и кремний при спекании активно окисляются, образуя трудновосстановимые окислы, поэтому их вводят в шихту в виде ферросплавов и специальных лигатур, а хром также в виде карбидов. Легирование порошковых материалов этими элементами приводит к образованию примесных включений, располагающихся по границам зерен.

Марганец образует с железом растворы замещения, его карбиды в стали практически отсутствуют. В зависимости от содержания марганца стали могут относиться к перлитному, перлитно-мартенситному и аустенитному классам. Он понижает критические точки, увеличивает прокаливаемость. При содержании его в стали 1—2% и содержании углерода до 0,4% марганец увеличивает предел прочности, твердость и износостойкость без заметного снижения пластичности и ударной вязкости.

Кремний хорошо растворяется в железе. Легированный кремнием феррит обладает высокой твердостью, а его смесь с карбидами достигает твердости мартенсита.

Хром — активный карбидообразующий элемент, его вводят для увеличения прочности и износостойкости. Введение в шихту 1% Cr увеличивает прочность феррита в полтора-два раза, повышает прокаливаемость и ускоряет цементацию.

Особенно эффективно легирование совместно несколькими элементами. Комплексно легированные стали наиболее экономичны и стабильны по свойствам, обеспечивают хорошее сочетание прочности и пластичности. В машиностроении используют хромоникелевые, кремний-марганцовистые, хромомарганцовистые и многие другие сложнолегированные стали. Наличие в сплаве углерода приводит обычно к увеличению предельной растворимости элементов в аустените.

Легирование пористых материалов из металлических порошков, получаемых методом прессование—спекание, помимо упрочнения металлической матрицы, имеет ряд особенностей и свои специфические задачи, важнейшая из которых — уменьшение пористости готовых изделий. Так, введение в шихту пластичных элементов типа меди дает возможность повышать плотность холоднопрессованных заготовок. Спекание активируется введением

компонентов, которые более легкоплавки, чем основные элементы сплава, или образуют с ними легкоплавкие эвтектики.

В некоторых случаях легирование служит для стабилизации размеров — компенсации усадки, сопровождающей процесс спекания. Используют также легирование (например, хромом) для получения структуры закалки после спекания. В пористых материалах не удается полностью реализовать преимущества легирования, так как прочность и ударная вязкость повышаются незначительно при преимущественном увеличении твердости и износостойкости.

Материалы из легированных порошков, полученные методом ДГП, имеют лучшие механические и эксплуатационные характеристики, чем аналогичные литые и катаные стали. Это объясняется не только более однородной структурой, но и наличием эффекта термомеханической обработки.

Для получения порошковых материалов типа низколегированных сталей не всегда следует использовать аналогичные легирующие элементы и в тех же пропорциях, что и для литых сталей. При изготовлении легированных сталей из смеси порошков компонентов желательно применять элементы, активно растворяющиеся в железе, т. е. имеющие относительно высокие коэффициенты диффузии при доступных для промышленных печей температурах. По этой же причине широко используют легирование медью и марганцем.

В порошковых сталях, полученных из смеси компонентов или их лигатур, обычно содержится повышенное количество легирующих элементов по сравнению со стандартными сталями. Увеличение содержания легирующих элементов компенсирует некоторую неоднородность структуры этих материалов, сокращая пути диффузии компонентов за счет возрастания числа ее источников. Но если учесть, что коэффициент использования металла для порошковых материалов близок к единице, то повышение степени легирования полностью компенсируется.

Увеличение содержания в стандартных сталях кремния, марганца и хрома затрудняет их изготовление— появляется ликвация, ухудшается обрабатываемость давлением и резанием. Поэтому стали подобного рода не изготавливают обычными способами. Методы порошковой металлургии обеспечивают получение деталей не-

обходимой конфигурации из материалов высокой твердости, так как при этом обычно нет необходимости в дополнительной механической обработке.

При получении легированных конструкционных материалов параметры технологии устанавливают исходя из необходимости обеспечения требуемой степени гомогенности материала и максимальной его плотности. К ним относятся способ и длительность смешивания порошковой шихты, давление и способ холодного прессования заготовок, температурно-временной режим гомогенизации и стадия процесса, на которой ее целесообразно проводить, температурно-энергетический режим горячей допрессовки заготовок.

Для ДГП применение легированных порошков является наиболее приемлемым, однако их номенклатура пока весьма ограничена, а порошки типа низколегированных конструкционных сталей выпускаются только опытными партиями. Поэтому необходимо изучить все возможные способы введения легирующих элементов.

При использовании порошков готовых сплавов гомогенная структура получается без предварительного спекания, так как каждая частица порошка имеет однородный состав. Особенно хорошо зарекомендовали себя в этом отношении порошки, получаемые распылением. Они содержат небольшое количество кислорода (0,02—0,01%), а неметаллические включения в их частицах распределяются равномерно, а не ориентированно, как обычно в сталях, полученных прокаткой. Гранулометрический состав распыленных порошков существенного влияния на свойства материала не оказывает, они не имеют внутренней пористости и окисленности.

Механизм образования достаточно гомогенного материала из поликомпонентных шихт отличается от такого для порошков готовых сплавов. Для протекания процессов гомогенизации необходим длительный высокотемпературный нагрев. Здесь желательно использование порошков с мелкими частицами.

Если структурные составляющие получаемого из смеси порошков материала малопластичны, значительно отличаются по своей природе и распределяются неравномерно, гетерогенность структуры приводит к снижению механических характеристик за счет возникновения значительных внутренних напряжений в зонах их контакта (например, кремнемарганцовистая сталь: час-

тицы ферросилиция, феррито-цементитная смесь и карбиды).

Влияние гомогенности структуры на механические свойства показано на примере сплавов одинакового химического состава полученных из легированных порошков и сплавов поликомпонентных шихт (табл. 6).

Таблица 6

Механические свойства порошковых сталей, полученных ДГП

№ п.п	Марка сплава	Исходный материал	$\sigma_в$, кгс/см²	φ, %	δ, %	$a_н$, кгс·м/см²
1	30Г3п	Г3	123	14	5,6	6,1
2	30Г3п	Г13+Fe+C	120	11,3	5,0	4,9
3	ЖД6	Cu+Fe	107	11	6,5	4,3
4	ЖД6	Омедненный порошок	108	15	5	4,8
5	60ДН2Мп	AncoloySA	210	10	3,0	7,5
6	60ДН2Мп	Cu+Ni+Mo+Fe+C	190	0	0	6,8
7	40ДН2Мп	AncoloySA	162	18	4,0	8
8	40ДН2Мп	Cu+Ni+Mo+Fe+C	152	12	5	6,3
9	20ДН2Мп	AncoloySA	95	40	15,1	7,8
10	20ДН2Мп	Cu+Ni+Mo+Fe+C	80	25	7,5	8,0

У материалов, где получена почти однородная структура (легирование Г13 и Cu), свойства при использовании смесей порошков и порошков сплавов отличаются незначительно (ср. № 1 и 2; 3 и 4). Свойства материалов типа Ancoloy SA, полученных из распыленного порошка низколегированной стали шведского производства (1,7% Cu; 2,3% Ni; 0,59% Mo), гораздо выше, чем у аналогичных по составу сталей, полученных из смеси порошков (ср. № 5 и 6; 7 и 8; 9 и 10).

Качество перемешивания при получении легированных материалов из смеси порошков компонентов во многом определяет равномерность распределения легирующих элементов и свойства готовых изделий. Его оценивают с помощью коэффициентов изменчивости [24].

2. ЗАГОТОВКИ

Пористые порошковые заготовки получают из шихты требуемого состава и в дальнейшем их подвергают нагреву и допрессовке. Перед этими операциями заготовки можно хранить в течение некоторого времени, транспор-

тировать и т. д. Требования к заготовкам определяются, с одной стороны, возможностью осуществления всех этих операций, т. е. их технологической прочностью, а с другой, —влиянием их характеристик на структуру и свойства получаемых в результате ДГП материалов и изделий.

Для получения заготовок используют гидравлические прессы, поскольку применение более быстроходного оборудования затрудняет процесс их образования. Возможность увеличения исходной пористости позволяет уменьшить давление прессования, снизить требуемую мощность оборудования и увеличить срок службы инструмента.

Формообразование изделия при ДГП должно осуществляться преимущественно за счет осадки заготовки, поскольку течение ее материала в поперечном направлении затруднено. Это приводит к необходимости обеспечения соответствующего распределения материала заготовки. Если при простой форме изделия такое распределение не составляет трудностей, то при наличии переходов по высоте, непараллельности торцовых поверхностей и др. задача значительно осложняется. Для ее решения целесообразно использовать многоходовые прессы холодного прессования, прибегать к многостадийному прессованию набором пуансонов с увеличивающейся непараллельностью торцов и т. д.

Размеры заготовки в сечении, нормальном к направлению осадки, должны максимально приближаться к размерам полости прессформы для ДГП. Это улучшает условия заполнения последней и обеспечивает минимальную возможную высоту заготовки при заданной ее пористости. Вместе с тем заготовки в нагретом состоянии должны свободно размещаться в прессформе. При выборе размеров прессформы для холодного прессования учитывается упругое последействие прессовки, увеличение ее размеров при нагреве и усадка за счет явлений, характерных для спекания. В свою очередь на эти факторы влияет давление прессования, химический и гранулометрический состав шихты, особенности конструкции изделия, параметры нагрева и др. Обычно все линейные размеры прессформы холодного прессования (в плане) на 5—7% меньше, чем матрицы ДГП. Размеры ее по высоте определяются насыпной массой порошковой шихты и конструктивными соображениями. В неко-

торых случаях возможно упрощение формы заготовки по сравнению с готовой деталью.

Особого внимания заслуживает равномерность распределения зазора между боковой поверхностью заготовки и стенками полости в прессформе для так называемых плоских изделий. Нецентричность размещения заготовки при ее достаточной высоте не приводит к недоуплотнению материала в периферийных зонах с увеличенным зазором, в то время как для плоских заготовок эта разница становится весьма ощутимой. В ряде случаев приходится прибегать к набору материала по периферии заготовки, обычно это осуществляется за счет увеличения высоты указанной зоны. Ее ширина выбирается равной $(0{,}5—1{,}0)h$, а превышение высоты рассчитывается с учетом фактической величины зазора.

При получении заготовок необходимо строго контролировать навеску шихтового материала. Для эксплуатации некоторых видов оборудования при ДГП, в частности кривошипных горячештамповочных прессов, недопустим избыток массы заготовки над необходимой из условий получения беспористой готовой детали. Пресс в этом случае работает «в распор», что может привести к аварии. Поэтому масса заготовки определяется из расчета наличия в материале изделия определенной минимальной остаточной пористости, не приводящей к заметному ухудшению свойств. Отклонения в величине навески в этом случае определяются допускаемыми колебаниями пористости и составляют обычно $\pm 0{,}5—1{,}0\%$, что обеспечивается как весовой, так и объемной дозировками.

Заготовки должны иметь необходимую прочность и транспортабельность, что обеспечивается при достаточной их плотности. Трещины и расслоения, возникающие в прессовках с высокой плотностью, отрицательно влияют на механические свойства изделий, так как в этих зонах после горячей допрессовки не образуется достаточного количества металлических связей. Учитывая эти особенности, заготовки для получения изделий из углеродистой стали, кроме некоторых специальных случаев, должны иметь пористость 25—35%. Например, при необходимости обеспечения критического значения $\varepsilon_м$ исходная пористость должна составлять 12—15%.

Влияние пористости заготовки на свойства легированных порошковых сплавов имеет более сложный характер,

поскольку ее величиной определяется также площадь межчастичных контактов, в свою очередь влияющая на скорость диффузионных процессов и время гомогенизации. Экстремальный характер зависимости предела прочности от пористости заготовки был обнаружен даже для железомедного безуглеродистого сплава, несмотря на то, что режим нагрева (1100°С) обеспечивал плавление меди. С увеличением пористости до 22—25% прочность быстро возрастает в связи с улучшением условий гомогенизации, а затем медленно снижается. Указанное значение пористости можно рекомендовать в качестве оптимального.

В ряде случаев целесообразно покрывать заготовки водной суспензией коллоидного графита. Слой графита на поверхности заготовки предохраняет материал от обезуглероживания и окисления, препятствует сварке заготовок при их соприкасании в нагревательном устройстве, оказывает смазочного действие в штампе при ДГП. Вследствие интенсивной газификации графита он сохраняется на заготовках в течение весьма ограниченного времени, заготовки должны быть предварительно спечены и после покрытия графитом кратковременно (3—5 мин) нагреты перед ДГП.

Тонкая и равномерная пленка графита с достаточной прочностью была получена при концентрации графита в суспензии, равной 10—15%, предварительном нагреве заготовок до 220±10°С, окунании в ванну с суспензией и сушке при 110°С.

3. НАГРЕВ ЗАГОТОВОК

Нагрев заготовок при ДГП преследует следующие цели.

1. Повышение пластичности и уменьшение сопротивления металла деформированию для облегчения уплотнения и формоизменения при последующей горячей допрессовке.

2. Активацию атомов на поверхностях частиц для обеспечения сращивания в условиях термомеханического воздействия.

3. Обеспечение протекания диффузионных процессов для гомогенизации материала при использовании поликомпонентной шихты.

4. Изменение состава поверхностных слоев или всего

объема материала заготовки (довосстановление, науглероживание) при одновременном предотвращении окисления или обезуглероживания.

5. Обеспечение технологической прочности для предотвращения разрушения при последующей обработке.

Первые две задачи аналогичны тем, которые выполняются при нагреве металла перед его обработкой давлением и особенно перед сваркой давлением. При нагреве порошковых заготовок в процессе спекания эти цели не преследуются. В технологии ДГП они являются общими для всех ее вариантов и любых составов полученных материалов.

Последние три задачи могут преследоваться в специальных случаях: отсутствие порошков, сплавов, необходимость цементации, повышенные требования к прочности заготовок и т. д. Их выполнение осуществляется на разных стадиях ДГП. Такие цели ставятся и при нагреве в процессе спекания. Поэтому в случае, когда для их выполнения выделяется специальная операция (II вариант технологии), ее проводят на оборудовании, обычно используемом в порошковой металлургии. Следует отметить, что при спекании окончательно формируется структура материала, определяется его пористость, оформляются конечные размеры изделий, и в этом отношении задачи нагрева здесь являются более широкими, чем в технологии ДГП.

Как и при обычном спекании, нагрев перед ДГП необходимо проводить в защитных средах. Наиболее распространенными являются осушенный водород и диссоциированный аммиак. При производстве сплавов, в состав которых входит углерод, следует учитывать, что эти газы оказывают интенсивное обезуглероживающее действие на материал. Обезуглероживание надежно предотвращается добавкой природного газа в количестве, необходимом для поддержания требуемого углеродного потенциала. Науглероживание также может быть обеспечено этим способом.

Перспективно также ДГП в вакууме, особенно для материалов, свойства которых в большой мере определяются содержанием газов (сплавы на основе титана, магнитные сплавы и т. п.). Стабильность состава и свойства материала повышаются, когда в процессе гомогенизирующего нагрева используются защитные засыпки.

В качестве примера на рис. 19 представлена схема нагревательного устройства для кратковременного нагрева заготовок до температуры не выше 1200°С в защитной среде. Устройство включает электропечь сопротивления, состоящую из металлического корпуса, футеровки *3*, выполненной из шамотного ультралегковеса ЛБ-0,4 и высокоглинистого шамота, и печной камеры *4*, для изготовления которой используются жаростойкие сплавы типа Х25Н20С2 или Х25Н13. В качестве нагревателей *2* используются карборундовые стержни (силиты), присоединенные к щиту управления типа ИЗР-242. Расстояние между осями силитов 80 мм. Контроль и регулировка температуры осуществляются обычными методами.

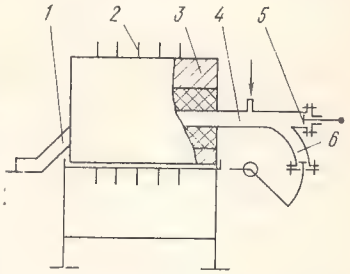


Рис. 19. Схема нагревательного устройства для кратковременного нагрева заготовок перед ДГП

Механизм загрузки заготовок состоит из питателя *6* и горизонтального толкателя *5*. Заготовки непрерывным потоком подаются в питатель и поштучно передаются в печную камеру, периодически перемещаясь по ней толкателем на расстояние, обеспечивающее выдачу одной заготовки.

Механизм подачи нагретых заготовок в полость штампа представляет собой лоток *1*, наклоненный под углом 25—30° к горизонту. Заготовки из печной камеры поштучно скатываются по нему в рабочую полость штампа. Разгрузочный лоток изготовлен из жаростойкой стали; для уменьшения сопротивления перемещению заготовок его поверхность должна быть достаточно высокого качества.

Расход защитного газа регулируется ротаметрами типа РС-3. При необходимости на разгрузочном лотке устанавливают пламенные завесы. Печная камера приподнята относительно загрузочного и разгрузочного устройства, что обеспечивает создание статического подпора газа и исключает возможность проникновения воздуха.

Хорошие результаты при ДГП дает индукционный нагрев с использованием т. в. ч. Высокая производительность, небольшие габариты установки, возможность установки индуктора в непосредственной близости от штампа — основные преимущества этого метода. Индукторы могут обеспечивать индивидуальный нагрев заготовок, в ряде случаев для повышения производительности их целесообразно выполнять по типу методических печей, обеспечивающих шаговое перемещение нагреваемых заготовок. При подаче в индуктор защитного газа повышается качество изделий, иногда индукционный нагрев т. в. ч. проводят без защитной среды.

С целью обеспечения высокой производительности при достаточной длительности пребывания заготовок в зоне высоких температур применяют комбинированные нагревательные устройства, включающие элементы печи сопротивления и индукционной установки. Предварительный нагрев проводится в индукторе, а выравнивание температуры и выдержка в электропечи сопротивления.

4. ГОРЯЧАЯ ДОПРЕССОВКА ЗАГОТОВОК

В настоящее время наметилось несколько разновидностей операции горячей допрессовки. Разработка некоторых из них стала возможной только в связи с тем, что используется пористая заготовка. Классифицировать эти разновидности можно по следующим признакам.

1. По способу деформации заготовки в матрице — пуансонами, заходящими в полость матрицы, и плоскими пуансонами (см. рис. 1).

2. По количеству перемещающихся относительно матрицы пуансонов т. е. одно- и двустороннее прессование. Одним из вариантов двустороннего прессования может быть способ уплотнения пустотелых заготовок (втулка, кольцо и др.), когда осевое прессование совмещается с радиальным (по типу дорнования).

3. По количеству и материалу используемых заготовок — порошковые цельные и составные, причем элементы составных заготовок могут быть порошковыми или комбинированными (из порошкового и литого материала).

4. По виду среды, создаваемой в матрице к моменту прессования, — без защиты, с созданием газовой среды и в вакууме.

5. По виду штампов — с наличием и без облоя, с подогревающе-охлаждающими устройствами и без них, со сплошной, разъемной и составной матрицей.

6. По роду применяемого оборудования — на молотах, высокоскоростных кривошипных прессах и т. д.

7. По степени механизации процесса — с ручной подачей и выдачей заготовок, механизированный и полностью автоматизированный.

Для всех этих разновидностей необходимо обеспечить определенные температурно-энергетические условия для достижения требуемой плотности и структуры материала; стабильность процесса в части поддержания температуры его начала и конца, предотвращения задержек, задиров и т. п.; высокие производительность, надежность и стойкость оснастки; низкие стоимость штампа, эксплуатационные расходы, капиталовложения; возможность применения типового оборудования.

Выбранная схема прессования должна обеспечивать всестороннее сжатие уплотняемого материала, особенно к концу процесса формования изделия; минимальные

перемещения материала при прессовании относительно стенок матрицы и поверхностей пуансонов для уменьшения потерь на внешнее трение и различия в плотности по объему изделия; минимальное перемещение сформованного изделия относительно стенок матрицы для предотвращения задиров; минимальное время контакта материала заготовки с инструментом для предотвращения охлаждения материала и образования разгарных трещин на инструменте.

В конструкциях штампов необходимо предусматривать:

1) выталкиватели, которые по периметру меньше, чем формующие пуансоны, с целью предотвращения образования задиров на стенках матрицы из-за облоя между пуансоном и матрицей; 2) быстрый съем изделий с элементов штампа, оформляющих их внутренние полости для предотвращения появления продольных трещин в изделии вследствие тепловой его посадки на эти элементы; 3) устройства для улавливания и фиксирования нагретых заготовок в матрице.

В процессе ДГП возникают значительные давления на стенки матрицы, что при перемещении материала относительно них приводит к появлению трения, коэффициент которого зависит от температуры и работы прессования, начальной и конечной плотности материала, чистоты поверхности матрицы и т. д. Для уменьшения потерь на трение и связанных с ним износа матрицы, энергетических затрат и разноплотности изделия целесообразна смазка поверхностей трения.

ДГП по сравнению с горячей объемной безоблойной штамповкой монолитного материала характеризуется большей длительностью силового воздействия материала на инструмент, более плавным характером нагружения, сглаженностью пиковых напряжений и меньшей их величиной. Все это благоприятно сказывается на стойкости инструмента, которая зависит, кроме прочего, от конструкции матрицы и ее материала. В целях уменьшения растягивающих напряжений на внутренней поверхности матрицы ее рекомендуется выполнять составной с горячей посадкой обоймы на внутреннюю рабочую часть.

Ниже приведены некоторые сведения по результатам разработки оснасток для ДГП как по типовой схеме технологии (в качестве примеров), так и по специально разработанным ее вариантам.

Штамп для шаровых опор тепловоза

Шаровые опоры в производственных условиях изготавливают на винтовом фрикционном прессе ФА-124 по схеме, показанной на рис. 20. Уплотнение заготовки *2*, помещенной в матрицу *1*, производится пуансоном *4*, крепящимся к ползуну пресса *5*. Хвостовая часть опоры формируется в цилиндрической выточке пуансона. При обрат-

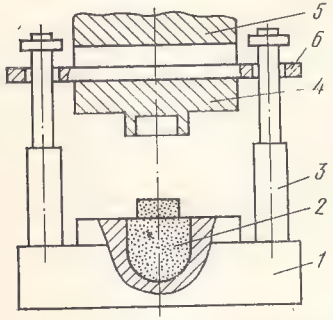


Рис. 20. Схема ДГП шаровых опор тепловоза

ном ходе ползуна пресса сформированная деталь захватывается этой выточкой и извлекается из матрицы *1*.

Удаление детали из выточки пуансона осуществляется выталкивателем, закрепленным на планке *6*, свободно перемещающейся в пазу ползуна по направляющим *3*.

Изготовленные таким образом шаровые опоры имели высокую чистоту сферической (рабочей) поверхности и 2—3-й класс точности размеров. Такая чистота поверхности обеспечивалась за счет отсутствия скольжения материала заготовки и сформированной детали по сферической поверхности матрицы, цельности этой поверхности, а также кратковременности процесса, исключающего налипание уплотняемого материала на поверхность матрицы.

Штамп для получения комбинированных деталей из металлического порошка и компактного материала

Получение комбинированных деталей основано на использовании отдельных элементов, представляющих собой заготовки из металлического порошка и компактного материала. Его эффективность определяется возможностью уменьшения расхода металлического порошка, стоимость которого в ряде случаев превышает стоимость компактного материала, например проката, упрощения формы порошковых заготовок, уменьшения объема последующей механической обработки, повышения эксплуатационной надежности деталей.

Процесс осуществляется в штампах на прессах или молотах, причем осадке подвергается только предварительно спрессованная и нагретая до определенной температуры порошковая заготовка. Как и в обычной техчологии динамического горячего прессования [5], при осадке происходит уплотнение материала порошковой заготовки и его сращивание на контактных поверхностях частиц. Одновременно формуется деталь, причем ее наружная конфигурация является отпечатком внутренней полости штампа, а внутренняя определяется формой заготовки из компактного материала.

Неразъемное соединение на контактной поверхности порошковой и компактной заготовок может быть образовано двумя способами: горячей посадкой и сваркой давлением, рассматривавшейся ранее [4].

В первом случае заготовки из компактного материала охватываются предварительно нагретой порошковой заготовкой. В момент осадки порошковой заготовки ее материал заполняет технологиче-

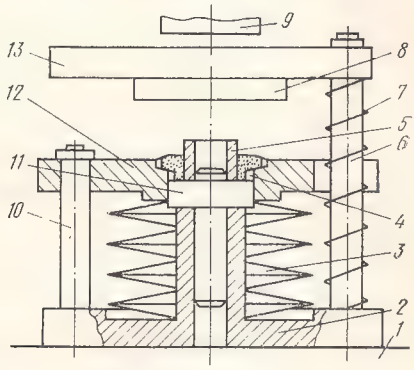


Рис. 21. Штамп для получения комбинированных деталей из металлического порошка и компактного металла

ский зазор между ней и компактной заготовкой, величина которого выбирается с учетом обеспечения свободной их закладки в штамп. При этом на контактной поверхности возникают напряжения за счет бокового давления в материале порошковой заготовки. После выдачи сформованной комбинированной детали из штампа порошковый ее элемент охлаждается и обжимает компактную заготовку по принципу горячей посадки.

Искажение размеров и формы компактной заготовки обычно невелико и может быть учтено на стадии заготовительных операций. Дополнительное упрочнение соединения достигается накаткой наружной поверхности компактной заготовки либо изготовлением специальных выточек, заполняемых при осадке порошковой заготовки ее материалом.

Описываемый метод был использован для изготовления звездочки комбайна «Нива», выпускаемого заводом Ростсельмаш. В настоящее время эти звездочки изготавливают точным литьем из стали 45л.

Ступица *5* комбинированной звездочки (рис. 21) выполняется из холоднодеформированной бесшовной трубы. Ее материал — углеродистая конструкционная сталь 35. На конце ступицы, вокруг которого обжимается порошковая заготовка *4* во время ДГП, накатываются елочные шлицы и протачивается кольцевая канавка, что увеличивает надежность неразъемного соединения. Вместо них можно выполнять неглубокие засверловки — лунки.

Материал порошковой заготовки — порошковая шихта из смеси железного порошка ПЖ2М с 1,2% сажи. После окончания процесса в материале зубьев содержится 0,50—0,55% С.

Масса порошковой заготовки выбирается из расчета массы венца звездочки с учетом выгорания углерода, образования незначительного облоя и остаточной пористости материала. Ее размеры в

плане должны обеспечивать свободную закладку в полость штампа, а высота определяется пористостью и величиной технологических зазоров между поверхностями: порошковой и компактной заготовок и между поверхностями порошковой заготовки и полостью штампа. Порошковая заготовка предварительно нагревается в защитной среде до 1100—1150°С.

Штамп для ДГП состоит из нижней *2*, средней *12* и верхней *13* плит, в которых монтируются все остальные детали. В нижнюю плиту запрессованы стойки *6* и *10*. Она крепится к столу пресса *1*. Средняя плита, в которую запрессована матрица, постоянно поджимается снизу тарельчатыми пружинами *3*. Ее направление и крайнее верхнее положение обеспечивается стойками *10*. Нижний пуансон *11* входит в отверстие в матрице. В плиту *13* запрессован верхний плоский пуансон *8*. Ее направление обеспечивается стойками *6*, на которые надеты пружины *7*, служащие для возврата плиты в крайнее верхнее положение.

В начале технологического цикла плита *13* находится в крайнем верхнем положении, обеспечивая возможность загрузки ступицы *5* и пористой заготовки *4* в полость штампа. Центрирование порошковой заготовки в штампе осуществляется наружной поверхностью ступицы, которая в свою очередь одевается на направляющий выступ нижнего пуансона. При рабочем ходе ползуна пресса торец верхнего плоского пуансона замыкается при помощи бойка *9* на торец матрицы, происходит допрессовка венца звездочки и горячая посадка его на ступицу. В процессе допрессовки плита *12* с матрицей, преодолевая усилия тарельчатых пружин, перемещается вниз на заданное расстояние, определяемое остаточной пористостью порошкового элемента. Усилие, создаваемое тарельчатыми пружинами, обеспечивает плотное прилегание торцов верхнего пуансона и матрицы, исключающее образование облоя по линии разъема. Извлечение готовой детали из полости матрицы осуществляется при обратном ходе ползуна пресса нижним пуансоном.

На опытном экземпляре этого штампа изготовили партию комбинированных звездочек. В качестве оборудования выбрали кривошипный пресс К-2232 с усилием 160 т. Остаточная пористость порошкового элемента составляла 1—2%.

После ДГП звездочки подвергали цементации с целью компенсации обезуглероживания в процессе предварительного нагрева. Затем поверхность зубьев закаливали токами высокой частоты до твердости *HRC* 56—63. В дальнейшем намечается использовать для изготовления порошковой заготовки железный порошок ПЖ2М без сажи, а упрочнение поверхностного слоя производить за счет цементации на стадии спекания заготовки перед ДГП.

Качество комбинированных звездочек проверяли испытанием на прочность порошковой и компактной заготовок, а также испытанием в полевых условиях на комбайнах. Осевое усилие, необходимое для снятия венца со ступицы, и крутящие моменты значительно превосходили нагрузки, возникающие в процессе эксплуатации. Износ венца комбинированной звездочки оказался намного меньше, чем у стандартных.

При изготовлении цельной звездочки расход порошка больше (730 г против 350 г). В этом случае из-за большой разницы высот ступицы и венца затруднено получение холоднопрессованной заготовки, возрастают затраты работы ДГП, усложняется конструкция и снижается стойкость штампа ДГП, возникает необходимость в при-

нятии специальных мер по предотвращению появления трещин при ДГП в месте сопряжения венца и ступицы из-за неоднородности деформации пористой заготовки.

Штамп для изготовления плоских деталей

Плоские детали, как уже отмечалось, можно изготавливать в полости матрицы, высота которой равна высоте готового изделия и меньше высоты заготовки, одним или двумя пуансонами, не заходящими в эту полость. В конечный момент уплотнения нагретой пористой заготовки поверхность пуансона замыкает рабочую полость матрицы, соприкоснувшись с ее торцом. При использовании штамповочных молотов нормальные условия работы штампов с применением такой схемы прессования достигаются правильным выбором работы уплотнения. Если производство плоских деталей осуществляется на механических прессах, то не исключена вероятность работы пресса в распор, что может привести к поломке деталей штампа или пресса.

Такое положение возможно в случае, если после замыкания поверхностей пуансона и матрицы ползун пресса еще не прошел нижнюю мертвую точку. Точная настройка хода ползуна на строго определенный размер практически невозможна, а неплотное соприкосновение поверхностей матрицы и пуансона в конце прессования вызовет неудовлетворительное формование и недостаточную плотность изделия.

Для изготовления плоских деталей была создана конструкция штампа, позволяющая эксплуатировать его на механических прессах без опасности поломки деталей штампа или пресса, а также осуществлять качественное формование изделий (рис. 22). Штамп предназначен для изготовления плоских деталей с отверстиями, хотя принцип конструкции может быть использован при производстве любых плоских деталей.

Штамп состоит из трех плит—нижней *1*, средней *2* и верхней *6*— с закрепленными на них деталями и пяты *7*, на которой установлена игла *13*. Особенность конструкции состоит в том, что средняя плита *2*, на которой размещена матрица *3*, опирается на нижнюю плиту через пять пакетов тарельчатых пружин *11*, служащих для обеспечения прессования изделий при неподвижной плите *2* и для ее смещения при превышении требуемого усилия прессования (предотвращение работы пресса в распор).

С помощью круглых гаек *10* пружины поджимаются через плиту *2* до усилия, обеспечивающего неподвижность (жесткость) средней плиты при допрессовке нагретой пористой заготовки до окончательных размеров. Если в конце прессования (поверхности *А* и *Б* сомкнулись, а ползун пресса не дошел до нижней мертвой точки на 0,5—1 мм) развивается усилие, составляющее 85—95% от нормального по паспортным данным пресса, то средняя плита перемещается вниз за счет осадки пакетов тарельчатых пружин.

Перед началом рабочего цикла штампа игла *13* и плита *6* находятся в исходном верхнем положении, как показано на рис. 22. Улавливающая полость ползуна *12* ориентирующего устройства совмещена с верхним контуром полости матрицы *3*. Это обеспечивает в процессе загрузки гарантированное попадание заготовок (в данной конструкции круглых) в полость матрицы. Штамп работает следующим образом.

Нагретая пористая порошковая заготовка *14* скатывается по склизу печи, ориентируется улавливателем ползуна *12* и попадает в полость матрицы *3*. При движении пяты *7* вниз сначала выбирается зазор между нею и плитой *6*. Вследствие этого совмещаются рабочая поверхность *Б* верхнего плоского пуансона *8* и торец *В* иглы *13*.

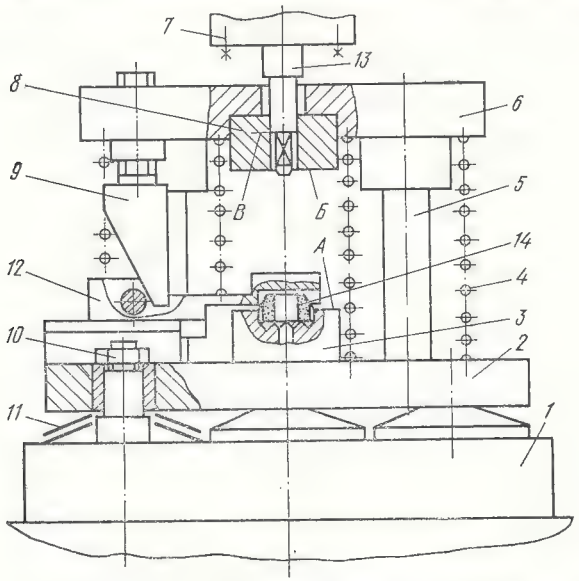


Рис. 22. Штамп для изготовления плоских изделий пуансоном, не заходящим в полость матрицы

При дальнейшем движении верхняя плита перемещается вниз по направляющим стойкам *5*, сжимая цилиндрические пружины *4*. В это время клином *9* отводится ползун *12*.

Выступающая над рабочей поверхностью верхнего плоского пуансона часть иглы проходит сквозь отверстие заготовки, входит в сопряжение с отверстием матрицы и только после этого начинается допрессовка нагретой пористой заготовки в полости матрицы рабочей поверхностью *Б*.

Процесс уплотнения заканчивается в момент соприкосновения плоскости *Б* пуансона с поверхностью *А* матрицы *3*. Если при таком положении ползун пресса еще не дошел до нижней мертвой точки, то тарельчатые пружины сжимаются при его дальнейшем движении вниз, предотвратив работу пресса в распор. При обратном движении ползуна пресса игла вместе с ним, а верхняя плита под действием усилия цилиндрических пружин поднимаются вверх. Вместе с плитой *6* перемещается клин *9*, и ползун *12* под действием пружин постепенно возвращается в исходное положение. Сформованная деталь извлекается из полости матрицы, оставаясь на игле вследствие усадки материала детали.

При дальнейшем движении ползуна пресса вверх скорость перемещения верхней плиты и иглы с находящейся на ней деталью оди-

наковы, и поэтому готовое изделие надежно удерживается на игле. Дойдя до исходного верхнего положения, плита *6* принудительно останавливается при помощи специальных стержней и гаек, а игла продолжает двигаться вверх и освобождается от детали. Под действием собственного веса деталь падает вниз, попадает на наклонный склиз ползуна *12* и скатывается в бак с охлаждающей жидкостью. Во время падения и скатывания готовой детали в бак очередная нагретая заготовка посылается в полость матрицы, и рабочий цикл формования детали повторяется.

ДГП в вакууме

Целесообразность нагрева порошковых заготовок в вакууме определяется возможностью не только обеспечения защиты металла от окисления, но и уменьшением его газонасыщенности, созданием ювенильных поверхностей частиц и облегчением протекания последующего сращивания. Все это обеспечивает улучшение механических свойств получаемого материала. Кроме того, проведение уплотнения в вакууме предотвращает «захлопывание» газов в закрывающихся порах, что в свою очередь уменьшает содержание газов в получаемом металле, а отсутствие газового противодействия приводит к повышению плотности материала на 0,2—0,6 г/см^3 при одинаковых энергетических затратах по сравнению с уплотнением в обычных условиях [25].

Смонтированная и изготовленная установка (рис. 23) представляет собой герметичную камеру, соединенную с вакуумным агрегатом через трубу *8*. В камере смонтированы все узлы установки. Заготовки *5* через загрузочный люк *9* помещаются в кассету загрузочного устройства. После герметизации камеры и создания требуемого вакуума заготовки поштучно подаются механизмом подачи *10* в

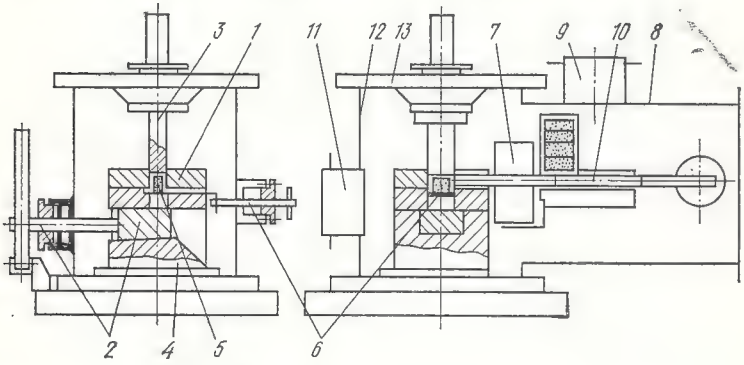


Рис. 23. Агрегат для ДГП в вакууме

нагреватель *7*. Нагретые в течение требуемого времени заготовки передаются в верхнюю часть матрицы *1* на поверхность шибера *6*, отделяющего ее от нижней части, где осуществляется уплотнение. В нижнюю часть нагретая заготовка попадает при удалении шибера, осуществляемом специальным механизмом.

Верхний боек *3* входит в вакуумную камеру через уплотнительное устройство, смонтированное в крышке *13*, закрывающей вертикальную трубу *12*. При приложении нагрузки к верхнему торцу бойка нижняя его часть заходит в полость матрицы, и осуществляется уплотнение заготовки, находящейся на поверхности подвижного нижнего бойка *2*, установленного на шаботе *4*.

После окончания уплотнения нижний боек отодвигается, повторным ударом верхнего бойка сформированный образец удаляется из полости матрицы и при возврате нижнего бойка сталкивается в накопитель. В это время нагревается очередная заготовка, поданная в нагреватель из кассеты. Отделив шибером верхнюю часть полости матрицы от нижней, можно начинать цикл изготовления следующего образца. После выработки всех заготовок из кассеты осуществляется разгерметизация камеры, разгрузка изготовленных образцов через лоток *11* и установка в загрузочное устройство новой кассеты с заготовками.

5. КАЧЕСТВО ИЗДЕЛИЙ

Технологию ДГП принято сравнивать со штамповкой и ковкой монолитного материала, однако с момента зарождения перед нею ставились гораздо более сложные задачи в смысле обеспечения требований, предъявляемых к готовой детали по точности размеров и качеству поверхности.

Существует и вторая группа факторов, осложняющих задачу ДГП и связанных со своеобразием применяемых заготовок: склонность к трещинообразованию под действием растягивающих напряжений, неравномерность распределения плотности, трудности обеспечения стабильности состава и механических свойств и др.

Необходимость решения первой группы задач определяется стремлением повысить конкурентоспособность технологии ДГП. Дороговизна железного порошка, цена на который в несколько раз превышает цену на катаные стали, приводит к тому, что производство конструкционных деталей из материала на его основе целесообразно только при практически полном исключении операций обработки резанием, затраты на эту обработку с учетом стружкообразования должны компенсировать более высокую стоимость исходного материала.

Основными причинами возникновения погрешностей в размерах получаемых деталей являются нестабильность размеров полости прессформы, в которой они формируются, и температуры окончания процесса формообразования, а следовательно, и величины усадки при охлаждении изделия до комнатной температуры. Отклонения

в размерах полости прессформы возникают в связи с возможными различиями ее упругой деформации при ДГП, износом, неточностью изготовления, а также нестабильностью температуры нагрева. Влияние этих факторов может быть уменьшено применением смазок, использованием достаточно износостойких материалов, доводкой прессформ, повышением стабильности теплового и силового режима ДГП. При этих условиях технология ДГП может обеспечить получение деталей по 2—3-му классу точности, что подтверждается экспериментально. Стабильность условий прессования деталей является основным фактором, определяющим точность их размеров.

Качество поверхности изготавливаемых методом ДГП деталей определяется качеством рабочих поверхностей штампа, наличием и видом применяемых смазок, выбранной схемой формования и выталкивания. В частности, установлено, что класс чистоты изделия на один номер меньше, чем класс чистоты поверхности матрицы. При правильном учете перечисленных факторов обеспечивается чистота поверхностей деталей по 7—8-му классу. Температура ДГП, работа уплотнения, пористость заготовки и изделия практически не оказывают влияния на качество поверхности, а введение смазки несколько повышает его.

Задача ДГП — получение готовых деталей. Это исключает в большинстве случаев возможность внесения коррективов в форму деталей, которые обычно используются при штамповке с целью облегчения формования и выталкивания. Выполнение этих требований может быть обеспечено за счет повышенной формоизменяемости пористой заготовки.

Уровень рассмотренных требований, предъявляемых к качеству деталей, определяется конъюнктурными соображениями и можно ожидать, что при снижении цен на металлические порошки расширится возможность использования доводочных операций, а сам процесс ДГП упростится. Решение же задач второй группы определяется сущностью этого процесса, т. е. использованием нагретых пористых порошковых заготовок.

Основными причинами появления трещин на деталях, изготовленных методом ДГП, являются термические напряжения, возникающие в материале после окончания формообразования, или трещины на заготовке, появля-

ющиеся при ее осадке в начальный период заполнения штампа, когда отсутствует контакт заготовки с боковыми поверхностями полости штампа.

Термические трещины появляются при недостаточной пластичности вследствие быстрого охлаждения детали. Предотвратить их появление можно за счет уменьшения скорости охлаждения детали путем предварительного подогрева штампа или ускорения ее выбивки, изменения температурно-скоростного режима ДГП, повышения пластичности материала.

Появление трещин второго вида объясняется наличием растягивающих напряжений на периферийной части заготовок при их осадке. Такие напряжения возникают и при осадке монолитного материала, но его высокая пластичность при температуре деформации позволяет избежать трещинообразования. Пористые порошковые заготовки имеют крайне низкую пластичность, и, несмотря на меньшую величину растягивающих напряжений при одинаковой с монолитным материалом степенью осадки (осадка центральной части заготовки происходит частично за счет уплотнения материала), трещины на них образуются уже в начальный период осадки. Отсутствие сдвигающих напряжений на их поверхности затрудняет заварку даже при больших значениях температуры и давления в конце процесса формообразования детали.

Уменьшить вероятность появления трещин этого вида можно, обеспечив быстрый переход от схемы одноосного сжатия к схеме неравноосного всестороннего сжатия. Помимо указанных, причиной появления трещин в изделиях могут служить расслойные трещины на заготовках.

Неравномерность распределения плотности возникает вследствие действия внешнего трения на поверхностях прессформ и пуансонов.

Вопросы распределения плотности при холодном прессовании металлических порошков изучались многими авторами [12, 13]. Поскольку плотность монолита здесь практически недостижима, даже большие сверхдавления не обеспечивают равномерную плотность. Задачей ДГП является достижение предельной плотности. При нормальном давлении прессования она достигается в зонах заготовки, где влияние внешнего трения минимально. Образующийся градиент плотности уменьшается по мере

увеличения сверхдавления. Необходимость использования чрезмерно больших сверхдавлений вносит ограничения в номенклатуру изготавливаемых методом ДГП деталей по их максимальной высоте, минимальной толщине и соотношению этих размеров.

Достижение равномерной плотности связано с перераспределением материала, условия которого зависят от направления его течения по отношению к давлению прессования. Оптимальным является случай, когда не требуется перераспределения материала в поперечном направлении.

Необходимость обеспечения стабильности состава и свойств материала деталей очевидна. Такое обеспечение осуществляется путем поддержания в допускаемых интервалах параметров всех операций технологии ДГП.

Глава III
УГЛЕРОДИСТЫЕ ПОРОШКОВЫЕ СТАЛИ

Основой выбора материала для производства деталей является наличие у них требуемого комплекса свойств, обеспечивающих с одной стороны, технологическую возможность их получения, а с другой стороны, эксплуатационную надежность и достаточную экономичность. Поскольку формование изделий при ДГП совмещается с формированием структуры материалов, параметры технологии этого процесса гораздо в большей мере сказываются на его свойствах, чем при обработке обычных материалов. Это требует достаточно систематизированных сведений о зависимости химический состав — параметры технологии ДГП — структура — механические свойства.

Сплавы, совпадающие по составу с литыми, маркировали таким же образом, но с добавлением буквы «п», т. е. порошковые. Например, сталь 20п или 30Д2Н2п (легированная конструкционная порошковая сталь, содержащая 0,30% C, 2% Cu, 2% Ni). Сплавы, не имеющие такой аналогии, маркировали таким же образом, как и спеченные: ЖГр1,5 (98,5% Fe; 1,5% графита), ЖД6 (94% Fe, 6% Cu).

1. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И ПАРАМЕТРОВ ТЕХНОЛОГИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Содержание углерода

При получении углеродистых порошковых сталей углерод вводится в состав шихты в виде сажи или карандашного графита и является в них, как и в обычных сталях, основной примесью. Однако влияние углерода на структуру и свойства специфично в связи с тем, что часть его может оставаться структурносвободной и разупрочнять материал. При определении содержания углеродсодержащих добавок в шихте следует исходить не только из состава получаемой стали, но и учитывать потери углерода вследствие обезуглероживающего действия печной среды, при передаче заготовок из печи в штамп и при охлаждении изделия после ДГП, кроме того, следует учитывать также потери углерода на восстановление окислов, содержащихся в порошке. Выбор режима нагрева заготовок перед ДГП должен производиться из условий обеспечения минимальных потерь углерода и его содержания в свободном состоянии.

Исследования проводили на призматических (10×10×55 мм) образцах, заготовки для которых имели пористость 30%. Их изготавливали из железного порошка ПЖ20М, смешанного с различным количеством сажи, выдерживали при 1100°С в течение различного времени в печи в среде осушенного водорода и допрессовывали при $w=22$ кгс·м/см^3. Некоторые результаты приведены в табл. 7, из которой видно, что во всех случаях содержание сажи в шихте должно быть на 0,15—0,60% больше, чем углерода в образцах после ДГП, причем с увеличением последнего возрастают абсолютные и уменьшаются относительные потери. По мере повышения содержания углерода несколько увеличивается продолжительность нагрева заготовок с целью обеспечения практически полного его растворения в аустените. Дальнейшее увеличение времени сверх оптимальных значений (15—25 мин), практически не изменяя содержания углерода, приводит к некоторому снижению свойств.

Результаты определения механических свойств порошковых доэвтектоидных сталей, полученных по оптимальному режиму (рис. 24), свидетельствуют о том, что

Таблица 7

Механические свойства сталей
с различным содержанием углерода

Количество сажи в шихте, %	τ, мин	Содержание углерода после ДГП, %		Механические свойства				
		$C_{связ}$	$C_{своб}$	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	φ, %	$a_н$, кгс×м/см²	HB
0,25	5	0,08	0,07	34	14	37	4,6	142
	10	0,10	0,02	42	22	46	6,0	135
	20	0,08	Сл.	40	25	49	6,8	124
0,45	5	0,19	0,08	46	11	30	4,0	171
	10	0,22	0,03	52	18	38	5,2	160
	20	0,17	Сл.	50	21	43	5,5	146
0,60	5	0,28	0,09	53	9	20	3,1	198
	10	0,30	0,04	58	13	27	4,0	185
	20	0,26	0,02	56	15	30	4,3	172
0,70	5	0,35	0,10	56	6	11	2,6	242
	10	0,37	0,05	65	8	20	3,4	220
	20	0,34	0,02	66	9	23	3,5	215
0,80	5	0,51	0,13	62	6,2	12,6	2,8	280
	15	0,42	0,04	83	16	28,6	4,6	277
	30	0,42	0,03	79	13,0	25,8	5,0	274
1,20	5	0,84	0,18	88	2,8	4,2	1,2	330
	20	0,80	0,06	120	8,4	16,4	1,8	330
	20	0,76	0,05	116	8,0	15,0	2,1	318
2,20	5	1,6	0,24	88	—	—	0,7	387
	20	1,55	0,10	94	—	—	1,2	444
	40	1,57	0,08	90	—	—	1,0	477

характер их изменения в зависимости от содержания углерода аналогичен наблюдаемым у горячекатаной стали (штриховые линии). Предел прочности и твердость образцов порошковой стали, имеющих пластичный излом, превосходят эти значения для горячекатаных сталей сходного состава. Значения твердости имеют разброс (10—20 единиц), что объясняется некоторой нестабиль-

ностью плотности, а также увеличением размера зерна от периферии к центру образца. Это же сказывается и на разбросе результатов при испытании на загиб (до 15—25°). Угол загиба уменьшается с увеличением содержания углерода (испытания проводили на образцах толщи-

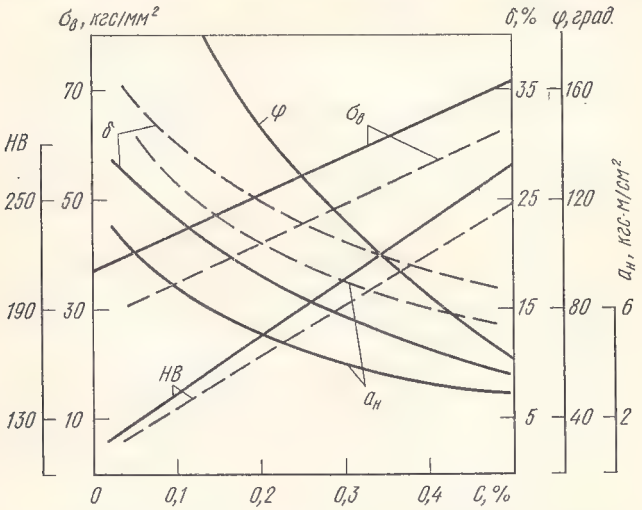


Рис. 24. Влияние содержания углерода на механические свойства порошковых и горячекатаных (штриховые линии) сталей

ной 8 мм, диаметр оправки 16 мм). Относительное удлинение и ударная вязкость порошковых сталей ниже, чем у катаных. По сравнению со спеченной сталью с пористостью 10—15% они оказались больше в четыре-пять раз [26].

Наибольшую прочность (120 кгс/мм²) имеет порошковая сталь эвтектоидного состава. Большое влияние на механические свойства эвтектоидных сталей оказывает образование видманштеттовых выделений цементита. После нагрева заготовок с выдержкой 10—15 мин эти выделения не наблюдаются и, несмотря на большое содержание свободного углерода, сталь имеет более высокую прочность, чем при более длительном нагреве. В последнем случае отмечается рост зерна, как и для сталей с меньшим содержанием углерода.

Видманштеттовые выделения цементита присутствуют в виде игл, которые ориентированы по плоскостям скольжения октаэдра. Известно, что такие выделения

могут появляться также в литых заэвтектоидных сталях [27]. Их получению способствует повышенная скорость охлаждения (как и при ДГП) вследствие ускоренного отвода тепла через стенки штампа. В этих условиях структурные составляющие располагаются по определенным направлениям и плоскостям, что характерно для промежуточного превращения, начинающегося по сдвиговому типу.

Пористость после ДГП

Изменяя температурно-энергетические условия ДГП, можно получать изделия с заданной остаточной пористостью. Целесообразность изготовления в отдельных случаях пористых порошковых изделий, свойства которых соответствуют условиям их эксплуатации, объясняется

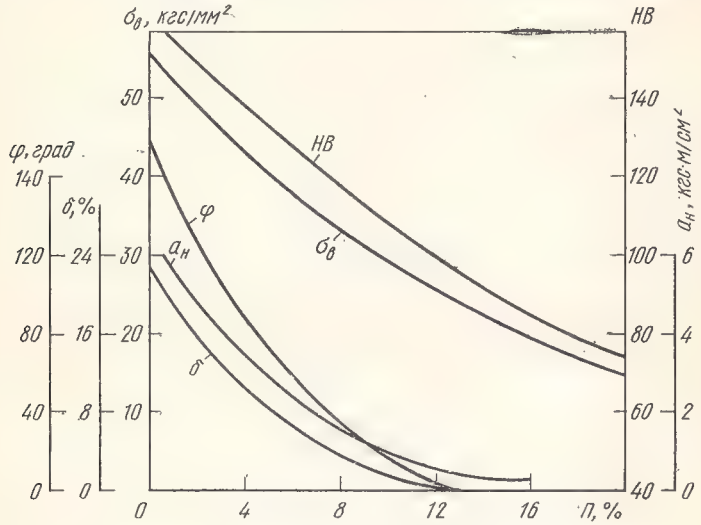


Рис. 25. Зависимость механических свойств стали 20п от пористости после ДГП

уменьшением энергетических затрат, снижением нагрузок, действующих на детали штампа, и увеличением его стойкости.

Малоуглеродистая порошковая сталь 20п (0,20—0,22% С) была получена при оптимальных условиях нагрева (1100°С, 20 мин). Пористость изменялась за счет изменения работы уплотнения (5—25 кгс·м/см³). Ре-

зультаты определения свойств приведены на рис. 25. При увеличении пористости вследствие уменьшения степени деформации частиц порошка и «металлического» сечения образцов, а также роста концентрации напряжений вблизи пор происходит разупрочнение стали [26].

Пластичность исследуемой стали уменьшается с повышением пористости, оставаясь более низкой, чем у спеченных сталей. Это можно объяснить тем, что при спекании поры имеют округлую форму, впадины и выступы в порах сглаживаются за счет поверхностной диффузии и переноса атомов через газовую фазу. При ДГП эти явления почти не наблюдаются и форма пор преимущественно щелевидная, что приводит к концентрации напряжений. Относительное удлинение, равное 23—25% при минимальной пористости, снижается до 1—2% при пористости 10—12%. Происходит также резкое уменьшение угла загиба: от $\varphi = 155—170°$ при пористости 1% до $\varphi = 10—20°$ при пористости 10—12%. При дальнейшем повышении пористости трещина появляется практически при $\varphi = 0°$, т. е. происходит хрупкое разрушение образца.

После отжига образцов по режимам, принятым для обычной малоуглеродистой стали (820°С, 1 ч, охлаждение со скоростью 80—100°С/ч), прочностные характеристики порошковой стали ($\sigma_в$, HB) несколько снижаются, а пластические (δ, $a_н$, φ) возрастают. Для образцов с минимальной пористостью эти изменения аналогичны наблюдаемым у горячекатаных сталей.

При отжиге пористой стали, полученной ДГП, вследствие уменьшенного количества металлических связей между частицами, наличия окисных пленок и т. п. процессы межчастичной собирательной рекристаллизации оказываются заторможенными. По данным работы [28], интенсивное ее протекание в пористом теле наблюдается при 0,75—0,85 $T_{пл}$ и выше, причем активно она начинается в местах чистого металлического контакта. В нашем случае (820°С) рекристаллизация в основном происходит только внутри каждой частицы, как это имеет место в обычном беспористом материале, а межчастичная отсутствует. Одновременно с этим происходит освобождение пористого материала от внутренних напряжений.

Изменение свойств образцов в процессе отжига после ДГП связано также с завариванием микротрещин и изменением формы пор. При минимальной пористости материала эти процессы протекают в достаточно полной

Таблица 8

Механические свойства спеченных сталей и сталей, полученных методом ДГП

Способ получения образцов и режим термообработки	$П$, %	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	$a_н$, кгс·м/см²	HB
ДГП	1,5	48—56	23—25	5,0—5,5	155—165
ДГП	12	24—26	1—2	0,6—0,8	100—110
ДГП, отжиг (1100°С, 60 мин)	12	28—30	6—7	1,3—1,7	70—95
Спекание (1200°С, 120 мин)	12	18—22	8—9	1,2—1,9	75—70

мере при температуре 820°С. Для материалов с высокой пористостью необходима повышенная температура отжига (1100°С). Как видно из табл. 8, после такого отжига пористой стали 20п образцы ДГП имеют более высокие прочностные свойства, чем спеченные.

Содержание кислорода, водорода и азота

Важной задачей технологии ДГП является уменьшение содержания газов в получаемых материалах. Окисление порошка возможно в процессе его хранения, материал может окисляться и насыщаться газами на разных стадиях процесса изготовления деталей. В связи с отрицательным влиянием содержащихся в материале газов были проведены исследования по определению влияния параметров технологии на газонасыщенность стали, а также зависимости свойств стали от ее степени.

Восстановление можно осуществлять на стадии подготовки порошковой шихты или в процессе нагрева заготовок перед ДГП. В наших исследованиях были использованы оба эти пути. Железный порошок ПЖ2М восстанавливали в среде осушенного водорода при 750°С в течение 120—360 мин. Из восстановленного таким образом порошка готовили шихту, и методом ДГП получали образцы стали 20п, которые подвергали газовому анализу методом вакуумплавления. Содержание кислорода приведено ниже:

Время восстановления, мин	120	180	240	300	360
Содержание кислорода, %	0,18—0,25	0,12—0,17	0,07—0,13	0,05—0,10	0,04—0,09

Восстановление порошка в течение 4—5 ч обеспечивает содержание кислорода в образцах после ДГП ($П \leqslant \leqslant 1{,}5\%$) в пределах 0,05—0,13%, которое при дальнейшем увеличении длительности процесса практически не уменьшается. Содержание азота и водорода в этих образцах не зависит от времени восстановления и составляет 0,002—0,004 и 0,0008—0,0012% соответственно. С увеличением пористости образцов содержание газов повышается, о чем свидетельствуют данные табл. 9 (порошок восстанавливался в течение 5 ч). По-видимому, увеличение газонасыщенности объясняется тем, что уменьшается количество удаленных из пор газов и повышается возможность окисления материала в процессе охлаждения после ДГП.

Таблица 9

Содержание газов (%) в порошковых сталях в зависимости от пористости

$П$, %	O_2	N_2	H_2
1	0,05—0,10	0,002—0,004	0,0008—0,0012
5	0,11—0,14	0,003—0,004	0,0009—0,0013
8	0,12—0,15	0,004 —0,0044	0,0011—0,0015
12	0,13—0,18	0,0046—0,0055	0,0014—0,0019

Таким образом, содержание кислорода и водорода в сталях, полученных ДГП, выше, чем в катаных сталях аналогичного состава, а содержание азота находится примерно на одинаковом уровне. Газы содержатся в порах, феррите и неметаллических включениях (оксиды, нитриды), которые, располагаясь по границам зерен, существенно влияют на механические свойства. Порошковая сталь имеет повышенные по сравнению с обычной сталью значения предела прочности и предела текучести при всех содержаниях кислорода, а ударной вязкости при содержании кислорода менее 0,08, что можно объяснить более благоприятным расположением частиц окислов.

С увеличением пористости влияние содержания газов на механические свойства несколько уменьшается, поскольку определяющим фактором здесь становится пористость образцов.

Механические свойства
при пониженных температурах

Важными характеристиками сталей являются ударная вязкость при пониженной температуре и порог хладноломкости. Эти свойства для катаных сталей изменяются по-разному в зависимости от их химического состава, способа производства, степени раскисленности, термической обработки, толщины проката и др.

Сведения о поведении порошковых сталей при пониженных температурах необходимы для решения вопроса о возможности их применения в изделиях и сварных узлах, предназначенных для работы в условиях низких температур и ударных нагрузок (до —60°С в северных районах страны).

Испытания на ударную вязкость порошковых углеродистых сталей проводили при температурах от +20 до —60°С на образцах с надрезом. Результаты приведены на рис. 26.

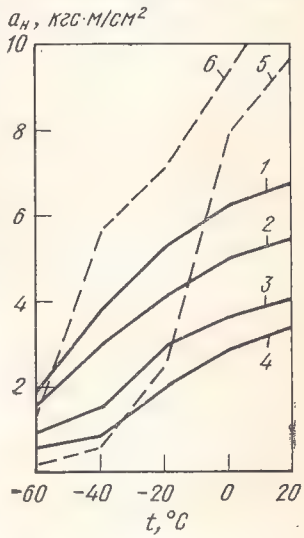


Рис. 26. Зависимость ударной вязкости порошковых (*1* — сталь 10п; *2* — сталь 30п; *4* — сталь 40п) и горячекатаных (*5* — Ст3кп; *6* — сталь 25) сталей от температуры испытаний

Значения ударной вязкости порошковых сталей с понижением температуры уменьшаются, однако это уменьшение по сравнению с горячекатаными сталями носит замедленный характер. В результате при большом различии ударной вязкости при комнатной температуре для стали 20п и стали 25 их порог хладноломкости, т. е. температура, при которой ударная вязкость хотя бы одного образца была бы равна или меньше 2 кгс · м/см², наблюдается при примерно одинаковых температурах (от —50 до —60°С). Для сталей 20п и Ст3кп это различие выражено в еще большей степени, что можно объяснить увеличенной плотностью дислокаций, измельченностью структуры и субструктуры порошковых сталей.

Результаты испытания образцов стали 20п после различных видов термообработки показали, что улучшение

обеспечивает более высокие значения ударной вязкости. Аналогично влияние термообработки для монолитных сталей. У термически обработанных порошковых сталей (закалка и отпуск при 600°С) порог хладноломкости сдвигается в сторону более низких температур по сравнению со сталями в состоянии после ДГП.

Механические свойства при знакопеременных нагрузках

Поскольку эксплуатация многих деталей машин связана с воздействием циклических нагрузок, знание особенностей свойств углеродистых сталей под их воздействием обязательно при выборе соответствующих материалов. Усталостная прочность является особо структурночувствительной характеристикой. Она очень низка для порошковых материалов с высокой пористостью, получаемых обычными методами порошковой металлургии, и такие материалы обычно не используются при подобных нагрузках. Только с разработкой методов, обеспечивающих получение изделий из порошков с минимальной пористостью, становится актуальной проблема исследования их поведения при циклических нагрузках.

Испытания проводили на установке УКИ-10М, осуществляющей симметричный цикл нагружения при консольном изгибе, частота которого составляла 100 Гц. База для испытаний, проводившихся по методу нисходящих нагрузок, составляла $3 \cdot 10^6$ циклов. Исследовали стали 40п и 60п, шихту для которых приготавливали из порошка ПЖ2М3 и сажи. Порошок предварительно довосстанавливали (720°С, 4—5 ч). Давление холодного прессования составляло 3 тс/см^2 при следующем режиме нагрева заготовок перед ДГП: $t=1100$°С, $\tau=12$ мин, $w=22$ кгс·м/см^3; размеры после ДГП составляли $15\times 15\times 113$ мм.

В области распространения трещины испытывавшегося образца наблюдается ясно выраженное тонковолокнистое строение материала, а в области окончательного излома более или менее крупнозернистое строение (в зависимости от величины зерна исходного материала).

Влияние остаточной пористости на предел усталости порошковых сталей, полученных методом ДГП, исследовали на образцах пористостью 0,3—4,0%. Предел усталости при симметричном цикле нагружения (σ_{-1}) снижа-

ется при увеличении пористости с 0,3 до 2,0%, а при пористости 2—4% он остается практически постоянным. Это, по-видимому, связано с изменением характера воздействия пор на свойства материалов в качестве концентраторов напряжений. Следовательно, для получения максимальных усталостных характеристик нужно стремиться к получению материалов с максимальной плотностью.

При исследовании предела усталости в зависимости от работы уплотнения (10—30 кгс/см^3) установлено оптимальное значение w=22 кгс·м/см^3, при котором σ_{-1}= =26 кгс/мм^2. Очевидно, что при меньших значениях работы уплотнения предел усталости уменьшается в связи с увеличением пористости материала, а при больших — чрезмерной дефектностью его структуры.

С увеличением содержания углерода в порошковой стали значение σ_{-1} повышается.

Перелом кривых наблюдается при числе циклов около $1 \cdot 10^6$. Различный наклон кривых в области ограниченной усталости для порошковых и катаных сталей можно объяснить повышенной хрупкостью порошковых сталей, что подтверждают также результаты испытаний при статических и ударных нагрузках. Поскольку предел усталости порошковых сталей, полученных при оптимальных условиях ДГП, не уступает токовому для обычных сталей, их можно рекомендовать для изготовления деталей ответственного назначения, работающих при знакопеременных нагрузках. В этом отношении они аналогичны высокопрочному чугуну, имеющему сравнительно высокий предел усталости при низкой пластичности.

2. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Теплопроводность

Тепло- и электропроводность металлов и сплавов во многом определяются особенностями их структуры, ее дефектностью, наличием неметаллических включений и др. Поскольку для различных материалов влияние указанных факторов имеет много общего, а исследования теплопроводности весьма трудоемки, их проводили лишь на порошковом железе и углеродистой стали, полученных методом ДГП.

Для исследований использовали порошок ПЖ20М и его смеси с сажей (0,6; 0,8; 1,2; 1,4; 1,7%), что обеспечивало после ДГП получение сталей с содержанием углерода 0,2; 0,4; 0,8; 1,0; 1,3% соответственно. В целях исключения влияния поверхностного обезуглероженного слоя образцы после ДГП шлифовали. Режим ДГП: t = = 1100°С; τ = 15 мин; w = 30 кгс·м/см^3, температурные зависимости коэффициента теплопроводности приведены на рис. 27.

Характер такой зависимости для порошковых материалов такой же, как и для соответствующего литого материала, т. е. теплопроводность уменьшается с ростом

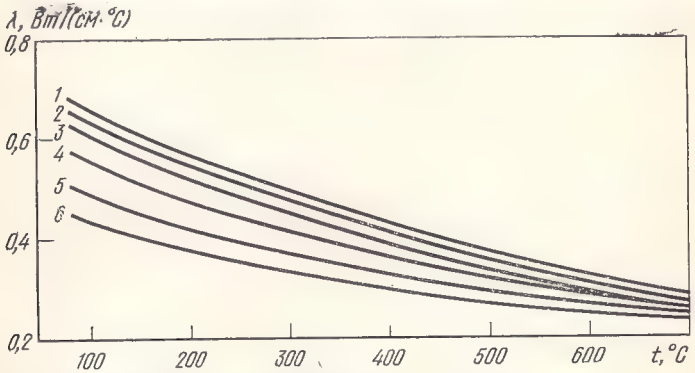


Рис. 27. Зависимость теплопроводности от температуры для различных сталей:
1 — 20л; *2 — 6* — порошковые стали после ДГП с содержанием углерода 0,2; 0,4; 0,8; 1,0; 1,3% соответственно

температуры и увеличением содержания углерода. В стали эвтектоидного состава, полученной методом ДГП, в отличие от спеченной стали аналогичного состава не наблюдалось увеличения теплопроводности. Наличие цементита в структуре заэвтектоидных сталей, теплопроводность которого на порядок ниже теплопроводности феррита и перлита, существенно уменьшает их теплопроводность. В этом же направлении влияет структурносвободный углерод.

Как следует из полученных зависимостей, теплопроводность порошкового железа и стали 20п ниже, чем армко-железа и литой стали 20, что можно объяснить различием в химическом составе, мелкозернистостью структуры, высокой степенью дефектности субструктуры, гетерогенностью и наличием примесей.

Сравниваемые материалы имеют одинаковое содержание углерода, в наибольшей мере влияющего на теплопроводность, а различие в содержании марганца, кремния, серы и других примесей не может оказывать существенного влияния, поскольку их количество невелико.

Это служит основанием для предположения, что теплопроводность снижается в основном в результате влияния структурных факторов, обусловленных технологическими особенностями ДГП. Основной вклад в такое снижение вносит не мелкозернистость стали, поскольку величина зерна незначительно влияет на теплопроводность, а высокая дефектность структуры. Электроны и фононы,

Таблица 10

Температурная зависимость электросопротивления различных материалов, Ом·м²/м

Температура, °С	Литой металл		Порошковое железо		Порошковая сталь с содержанием углерода, %				
	армко-железо	сталь 20	после ДГП	ДГП и отжиг	0,2	0,41	0,8	1,0	1,3
100	15,0	17,2	15,9	15,4	18,1	19,1	20,9	24,0	26,2
200	22,7	24,0	23,5	23,0	24,9	26,2	28,7	32,8	36,0
300	31,5	33,8	32,4	31,9	35,0	36,0	38,1	42,3	46,3
400	43,6	45,4	44,6	44,1	46,3	47,3	50,2	54,2	58,2
500	56,7	58,0	57,8	57,2	58,8	61,8	64,9	69,2	72,9
600	72,5	74,7	73,5	72,9	75,3	78,7	81,5	84,3	86,6
700	88,4	93,4	89,0	88,7	93,7	96,5	99,7	103,9	106,9
800	107,4	110,2	107,7	107,6	110,4	114,0	117,1	120,0	122,0

осуществляющие перенос тепла, рассеиваются дефектами решетки. В результате теплопроводность уменьшается как за счет электронной, так и решеточной ее составляющей. Некоторая гетерогенность исследованных сплавов должна приводить к увеличению проводимости, а присутствие окислов и других неметаллических включений действует в направлении ее снижения.

Электросопротивление

Электросопротивление (ρ) порошковых железа и стали измеряли на тех же образцах, что и теплопроводность. Его температурная зависимость для порошковых и литых сталей идентична (табл. 10).

Электросопротивление порошковых материалов выше, чем литых аналогичного состава, оно возрастает с повышением температуры, причем особенно резко для порошкового железа в области точки Кюри, что согласуется с теорией. Электросопротивление сплава можно определить из выражения:

$$\rho = \rho_0 + \rho_m + \Delta\rho_д + \Delta\rho_в + \Delta\rho_{пр}, \qquad \text{(III.1)}$$

где ρ_0 — электросопротивление, обусловленное рассеянием электронных волн на атомах растворенного вещества, не зависящее от температуры;

ρ_m — то же, обусловленное темповыми колебаниями ионов в узлах кристаллической решетки, зависящее от температуры;

$\Delta\rho_д, \Delta\rho_в, \Delta\rho_{пр}$ — увеличение электросопротивления из-за наличия дислокаций, вакансий и примесей соответственно.

Поскольку исследовали аналогичные по химическому составу литые и порошковые материалы, решающую роль в увеличении электросопротивления играют, по-видимому, три последних слагаемых. Выявить их влияние позволило сравнение электросопротивления материала непосредственно после ДГП и после проведения дополнительного отжига (1000°С, 1 ч). Относительные значения электросопротивления порошкового железа (по отношению к армко-железу) приведены на рис. 28. Снижение относительного электросопротивления после отжига вызвано уменьшением плотности дефектов.

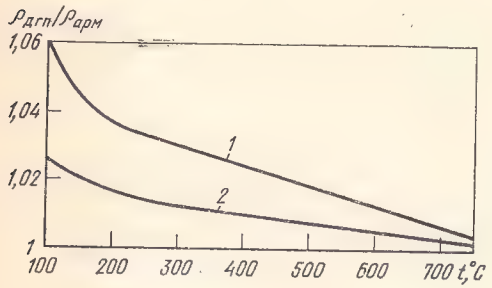


Рис. 28. Температурная зависимость относительного электросопротивления ($\rho_{ДГП}/\rho_{армко}$)
1 — после ДГП; *2* — ДГП+отжиг

Аналогичное объяснение можно дать и тому, что сталь 20п имеет более высокое электросопротивление в сравнении со сталью 20. При высоких температурах ис-

пытаний эти значения, так же как и для железа, сближаются, поскольку уменьшается плотность дефектов. Вследствие определенной идентичности механизмов передачи тепла и электричества соображения, высказанные для электросопротивления, будут справедливы и по отношению к теплопроводности.

Зависимость между теплопроводностью и электросопротивлением

Экспериментальное определение температурной зависимости теплопроводности сопряжено со значительными трудностями, поэтому целесообразна косвенная ее оценка по электросопротивлению, установить которое значительно проще. По экспериментальным значениям этих величин при соответствующих температурах было определено число Лоренца L, которое оказалось равным $(2{,}8—2{,}9)\cdot10^{-8}$ Вт/Ом·°С^2 для порошковых сталей и $3{,}0\cdot10^{-8}$ Вт/Ом·°С^2 для железа, что согласуется с литературными данными [29]. Завышенное против теоретического ($2{,}445\cdot10^{-8}$ Вт/Ом·°С^2) значение L свидетельствует о некотором участии решетки в теплопереносе; теоретически определяется только электронная составляющая теплопроводности ($\lambda_{эл}$), а фононная ($\lambda_ф$) не учитывается.

Значение числа Лоренца для железа и стали во всем интервале температур практически остается постоянным. Это позволяет с достаточной точностью вычислить общую теплопроводность ($\lambda_{общ}$) при любой температуре, зная только число Лоренца и температурную зависимость электросопротивления.

Электронную составляющую теплопроводности можно вычислить по экспериментальному значению электросопротивления и теоретическому значению числа Лоренца, тогда фононная составляющая определится как разность $\lambda_{общ}—\lambda_{эл}$.

Теплопроводность железа, полученного методом ДГП, при низких температурах меньше, чем спеченного, однако с увеличением температуры эта разница уменьшается, и при $t\geqslant600$°С наблюдается обратное соотношение. Еще интенсивнее изменяется соотношение фононной составляющей. Это подтверждает предположение, что снижение теплопроводности железа, полученного методом ДГП, обусловлено дефектами тонкой структуры, по-

скольку они играют относительно бо́льшую роль при рассеянии фононов, чем при рассеянии электронов.

Влияние пористости на теплопроводность и электросопротивление

Влияние пористости, которую изменяли в пределах 0,5—18%, изучали на стали 20п в интервале температур 100—700°С. Как и следовало ожидать, с увеличением пористости теплопроводность уменьшается, а электросопротивление растет. Характер их изменения в зависимости от температуры общий во всем исследованном диапазоне пористости.

На рис. 29 представлена зависимость теплопроводности от пористости, на которой видно, что при пористости менее 5—7% рост теплопроводности с уменьшением по-

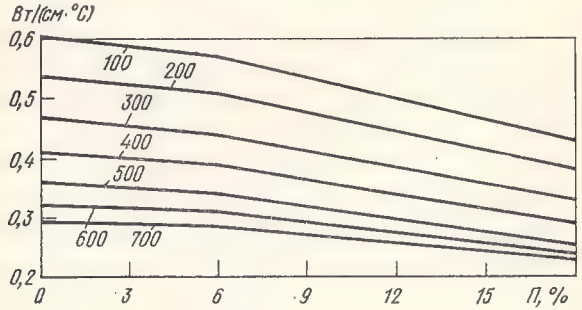


Рис. 29. Зависимость теплопроводности от пористости для стали 20п при различных температурах (см. цифры у кривых), °С

ристости замедляется. Это объясняется резким возрастанием наклепа материала. При высоких температурах эта особенность выражена не столь заметно, что связано с уменьшением плотности дефектов.

Теплопроводность пористого металла (помимо теплопроводности самого металла) зависит от качества межчастичного контакта, формы пор, теплопроводности заполняющего их газа и др.

Влияние этих факторов иллюстрируется температурными зависимостями отношения электросопротивления пористой стали к электросопротивлению практически беспористой стали. У стали с низкой пористостью (до

6%) прирост электросопротивления незначителен, что свидетельствует о достаточно хорошем качестве контактов. Дальнейшее повышение пористости значительно увеличивает электросопротивление, поскольку в зонах контакта образуются микрозазоры. Эти же факторы увеличивают и термическое сопротивление, в результате уменьшается контактная теплопроводность.

В передаче тепла участвуют также поры, в которых тепло передается конвекцией и излучением. Практически передачу тепла излучением необходимо учитывать при размере пор более 1 мм, а конвекцией при размере пор более 5 мм при температуре более 1000°С [30]. В исследованных материалах даже при максимальной пористости размер пор значительно меньше 1 мм и их ролью в общей теплопроводности можно пренебречь.

При вычислении обобщенной проводимости (электро- или теплопроводности) двухфазных систем (металл — поры) наибольшую сходимость с результатами экспериментов дает формула В. И. Оделевского [14]. Сравнение рассчитанных по этой формуле и экспериментальных данных показало их хорошее совпадение при пористости 10%. При меньшей пористости экспериментальные значения электросопротивления выше, а при большей пористости эти значения ниже расчетных. В области высоких температур электросопротивление возрастает в результате проявления эффекта отжига материала. Это в свою очередь приводит для плотных образцов к уменьшению дефектности структуры, а для пористых к уменьшению их пористости.

Поскольку поры не принимают участия в тепло- и электропереносе, значение числа Лоренца не должно зависеть от пористости, что было подтверждено экспериментально.

Таким образом, мелкозернистость и высокая дефектность структуры порошковых сталей приводят к снижению их проводимости, что должно учитываться при тепловых расчетах. Это обусловливает уменьшение прокаливаемости, увеличивает температурный градиент по сечению изделий при их нагреве и охлаждении, приводит к увеличению скорости индукционного нагрева поверхностного слоя по сравнению с литыми сталями, определяет условия распространения тепла при сварке порошковых сталей и необходимость корректировки ее режимов.

3. ТЕРМИЧЕСКАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ОТЖИГ

Порошковое железо

Особенности структуры материалов, полученных методом ДГП, характер, плотность и распределение дефектов строения, в том числе исходная дислокационная структура, оказывают существенное влияние на их поведение при термической обработке. Термическую устойчивость структуры при отжиге исследовали методом внутреннего трения в интервале температур 200—1000°С на образцах из железного порошка ПЖ20М и порошковой стали с содержанием углерода: 0,2; 0,8 и 1,3% [31]. Температуру (1100°С), время нагрева заготовок (15 мин) и работу (30 кгс·м/см^3) выбирали из условия получения практически беспористых образцов ($П \leqslant 1\%$).

Кривые внутреннего трения для порошкового железа представлены на рис. 30. Его показателем является Q^{-1}, определяемый по формуле:

$$Q^{-1} = Q_0^{-1} \cdot \exp(-H/RT), \qquad \text{(III.2)}$$

где Q_0^{-1} — коэффициент, пропорциональный общей длине движущихся дислокаций;

H — энергия активизации вязкого движения дислокаций.

Для всех кривых значения внутреннего трения при температурах до 470°С относительно малы (0,002—0,003). При повышении температуры оно возрастает и при 580—680°С на кривых наблюдается пик, а после незначительного уменьшения внутреннего трения, продолжающегося до 650—700°С, начинается дальнейшее его возрастание. Кривая внутреннего трения после отжига при 600°С лежит ниже, чем после отжигов при 700 и 800°С. Это, по-видимому, свидетельствует о том, что структурное состояние изменяется при 600°С очень мало, и процессы рекристаллизации развиваются весьма незначительно. Результаты микро- и рентгеноструктурного исследования подтверждают это положение. Появление пика при повышении температуры отжига связано с протеканием рекристаллизации.

Известно, что низкочастотное внутреннее трение поликристаллов при высоких температурах состоит из экспоненциально возрастающего высокотемпературного фо-

на и зернограничного пика [32], который можно отделить путем вычитания фона, вычисляемого по формуле (III.2).

Как видно из рис. 31, поведение пика согласуется с установленными теоретическими положениями для граничной релаксации. Характерным является уменьшение его высоты при увеличении температуры отжига вслед-

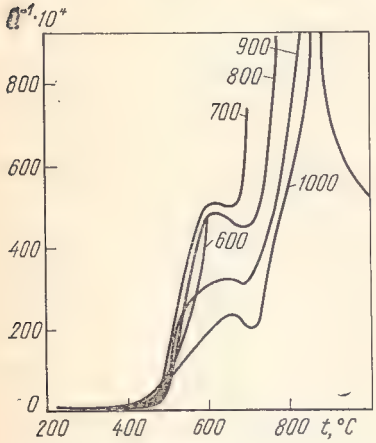


Рис. 30. Температурная зависимость внутреннего трения порошкового железа ПЖ20М после отжига при различных температурах, °С, см. цифры у кривых

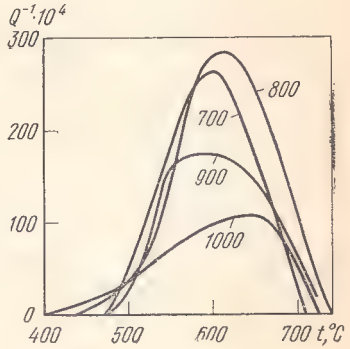


Рис. 31. Граничная релаксация порошкового железа, отожженного при различных температурах, °С, см. цифры у кривых

ствие роста зерен. Однако для порошкового железа получена аномальная зависимость: отжиг при 800°С ведет к увеличению зернограничного максимума, несмотря на рост зерна. Это можно объяснить началом полигонизации, сопровождающейся уменьшением размеров блоков, обнаруживаемым и рентгеноструктурным анализом. Отжиг при 900 и 1000°С приводит к снижению зернограничного пика вследствие роста и зерен, и блоков.

Сравнительные измерения, проведенные на электролитическом железе, подвергнутом холодной деформации со степенью обжатия 52%, показали, что зернограничный пик, находящийся в области температур 480—580°С, появляется уже после отжига 600°С. Следовательно, рекристаллизация в холоднодеформированном литом железе развивается при более низких температурах, чем в железе, полученном методом ДГП.

Затухания в литом железе имеют весьма высокие значения после отжигов при 600, 700 и 800°С и резко снижаются после отжигов при 900 и 1000°С, когда граничный пик превращается в перегиб. В порошковом железе значения внутреннего трения в этом случае выше, а пик имеет ярко выраженный характер. Полученные зависимости можно объяснить влиянием примесей, которые блокируют границы зерен порошкового материала, препятствуя их росту. При всех температурах отжига литое железо имеет более крупное зерно, чем порошковое.

В порошковом железе наблюдается заметная разнозеренность. Как показано в работе [33], эта разнозеренность может возникать при росте зерна в сплаве из-за неравномерного распределения и растворения фаз. Частицы примесей фиксируют границы зародышей и зерен и способствуют тому, что рост зерен происходит неравномерно. Отдельные зерна, которые обгоняют в своем росте соседние, обладают минимальной энергией и большим числом граней, что обеспечивает их дальнейший рост за счет мелких зерен. Влиянием этого структурного фактора можно объяснить то, что в порошковом железе пик граничной релаксации широкий. Разброс в размерах зерен приводит к суммированию ряда пиков релаксации, каждый из которых соответствует группе зерен данного размера.

Следует отметить также, что положение зернограничного пика в порошковом железе не соответствует литературным данным [32]. Сдвиг максимума до 590°С (по сравнению с 490°С в холоднодеформированном литом железе) может быть вызван повышением энергии активации вследствие закрепления границ зерен примесями. Сдвиг пика после отжига при 1000°С в область повышенных температур может быть вызван ростом зерна и выравниванием структуры по образцу, а также развитием процессов, связанных с фазовым переходом — появлением малоугловых границ зерен.

Экспоненциальное возрастание внутреннего трения в области высоких температур связывают с миграцией дефектов в решетке зерна [34]. Основной вклад в величину внутреннего трения вносят движущиеся дислокации. На рис. 32 представлены экстраполированные в область низких температур кривые фона внутреннего трения порошкового железа. Несмотря на высокую дефектность исходной структуры исследуемого материала, величина внутреннего трения до температуры 470°С мала, т. е.

структура имеет высокую термическую устойчивость. Это является следствием снижения плотности мобильных дислокаций и уменьшения их подвижности в результате блокирования атомами примесей, а также вследствие пересечения дислокационных линий в микрообъемах с высокой плотностью дислокаций. При дальнейшем повышении температуры фон внутреннего трения растет вследствие термической активации отрыва дислокаций от блокирующих их атомов примесей и узлов дислокационной сетки.

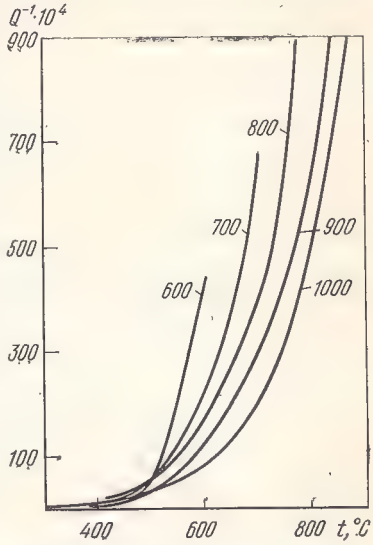


Рис. 32. Фон внутреннего трения порошкового железа после отжига при различных температурах, °С, см. цифры у кривых

С увеличением температуры предварительного отжига уровень фона понижается, что обусловлено процессами полигонизации и рекристаллизации. Полигонизация порошкового железа, полученного ДГП, завершается в процессе отжига при 800°С. В холоднодеформированных обычных металлах при этом наблюдается значительный спад внутреннего трения, поскольку практически весь процесс формирования структуры полигонизации происходит непосредственно при отжиге. При ДГП первичная полигональная структура образуется до отжига, а в процессе отжига завершается ее формирование, чем, видимо, и объясняется сравнительно небольшое снижение фона внутреннего трения при 800°С.

Скорость рекристаллизации порошкового железа меньше, чем литого, а температурные интервалы рекристаллизации сдвинуты в область более высоких температур, что связано с зависимостью механизма формирования центров рекристаллизации от условий перераспределения и частичной аннигиляции дислокаций. Поскольку подвижность дислокаций здесь незначительна, скорость этого процесса замедляется.

Отжиг стали приводит к снижению плотности подвижных дислокаций, характеристикой которой является величина предэкспоненциального множителя Q_0^{-1}. Этим обусловлено изменение механических свойств, в большой мере зависящих от субзеренной структуры: с повышением температуры отжига твердость и прочность материала снижаются, а пластичность растет. Эффект разупрочнения возрастает в связи с ростом зерна феррита. Ферромагнитные материалы обладают повышенным

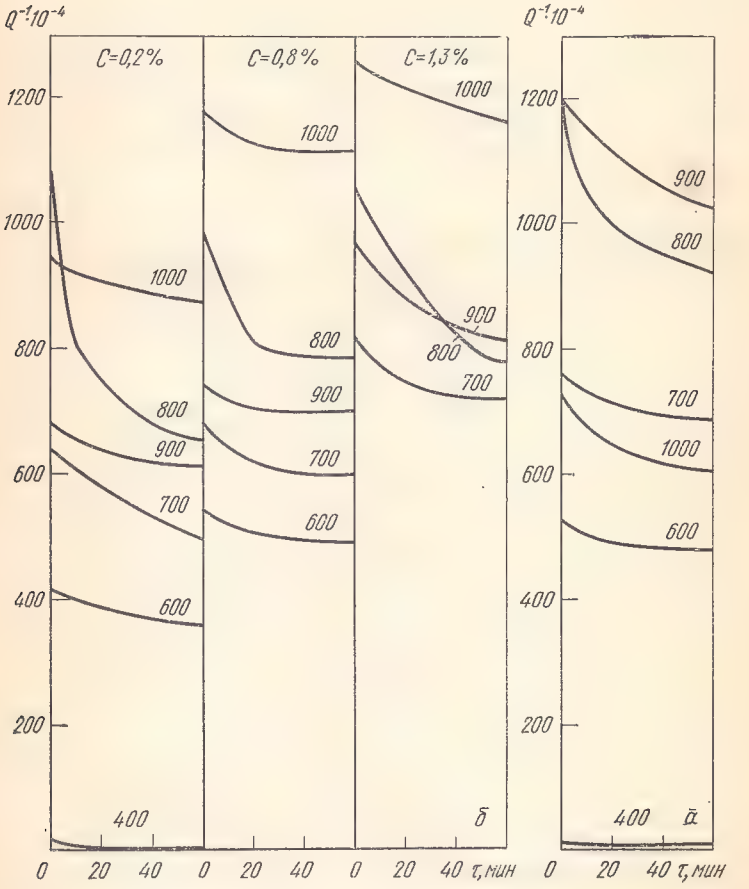


Рис. 33. Влияние длительности изотермической выдержки на внутреннее трение в порошковом железе (*а*) и сталях (*б*). Цифры у кривых — температура, °С

внутренним трением, поскольку в связи с перемещениями границ доменов в них возникают вихревые микротоки. Для исключения затухания, связанного с магнитоупругим гистерезисом, измерения проводили в сильном магнитном поле. Было установлено, что при увеличении температуры отжига величина дополнительного внутреннего трения, обусловленного ферромагнетизмом, растет. Известно, что дислокации блокируют границы доменов, препятствуя их перемещению, поэтому уменьшение плотности дислокаций приводит к увеличению подвижности границ доменов и возрастанию внутреннего трения [35]. Уменьшение плотности дислокаций в процессе высокотемпературных отжигов материалов, полученных ДГП, оказывает влияние не только на их механические, но и на физические, в частности магнитные свойства.

На рис. 33,*а* показано изменение внутреннего трения порошкового железа в процессе изотермической выдержки в установке при различных температурах отжига. В этом случае оно связано с уменьшением суммарной протяженности дислокационных линий в процессе отжига. При 400°С внутреннее трение остается практически постоянным и значения его малы. Следовательно, при этом незначительно развиваются процессы миграции дефектов, что доказывает высокую термическую устойчивость структурного состояния исследуемых материалов. При температуре отжига выше 600°С наблюдается экспоненциальное уменьшение внутреннего трения со временем, что, по-видимому, связано с развитием рекристаллизации.

Порошковая сталь

В области низких температур (до 400°С) значения внутреннего трения стали 20п выше, чем в порошковом железе, а начало подъема на кривых смещается до температуры 420—460°С. Пик, наблюдаемый при 540—640°С, по-видимому, также может быть связан с зернограничной релаксацией. Однако наличие второй фазы увеличивает блокирующий эффект примесей и приводит к более низким значениям пика. Максимальное значение пик имеет при 700°С, сталь при этом содержит в структуре зернистый перлит. Повышение температуры отжига стали до 800°С и выше в меньшей степени влияет на поведение граничного пика, чем у железа, благодаря влиянию выделения цементита на границах зерен. Пластинки

цементита имеют определенную направленность от границ зерен феррита.

Высокотемпературный фон стали 20п мало зависит от температуры отжига, так как одновременно с уменьшением плотности дислокаций происходят изменения в микроструктуре и фазовые превращения, приводящие к росту внутреннего трения.

В области температур 740—800°С наблюдается дополнительный пик, связанный с фазовыми превращениями. Высота этого пика определяется количеством имеющихся или образующихся при фазовом переходе дефектов, поэтому после отжига она уменьшается.

Повышение содержания углерода до 0,8% существенно изменяет картину внутреннего трения. Низкотемпературный пик на кривых отсутствует, за исключением образцов, отожженных при 700°С, когда сталь имеет структуру зернистого перлита. Видимо, блокирующее влияние примесей у этой стали столь значительно, что зернограничная релаксация не наблюдается после всех температур отжига, исключая 700°С, при которой происходит образование новых зерен с границами, свободными от примесей. Повышение температуры отжига приводит к тому, что границы зерен в процессе их роста встречаются с фазой выделения и блокируются.

Фазовые превращения в стали эвтектоидного состава происходят в узком интервале температур и вызывают появление соответствующего пика, имеющего большую высоту. Поскольку фазовые превращения характеризуются наличием температурного гистерезиса, при охлаждении пик сдвигается в сторону более низких температур.

Внутреннее трение в заэвтектоидных сталях исследовали на примере стали с 1,3% С. Как и в эвтектоидной стали, большое количество выделений на границах зерен приводит к подавлению низкотемпературного пика. Небольшой зернограничный пик при 580°С наблюдается после отжига при 800°С, в структуре при этом имеется зернистый перлит. Для всех исследованных сталей, несмотря на блокирующий эффект выделений на границах зерен, это структурное состояние обеспечивает повышение пластичности материала. При температуре 570—700°С имеется пик, обусловленный фазовыми превращениями, а при 720—880°С наблюдаются пики, которые могут быть связаны с выделением цементита при охлаждении и появлением дополнительных дислокаций.

Поведение высокотемпературного фона в исследованных сталях определяется суммарным воздействием различных факторов. При отжиге снижается плотность дислокаций и одновременно возникают новые за счет фазового наклепа. Образование цементита сопровождается падением фона, а его коагуляция и растворение разблокировкой дислокаций и возрастанием фона. Наличие микродефектов и микротрещин повышает внутреннее трение, а их залечивание в процессе высокотемпературной выдержки понижает внутреннее трение.

С увеличением длительности изотермических выдержек при различных температурах внутреннее трение почти экспоненциально уменьшается, причем значения его при одинаковых температурах отжига растут по мере увеличения содержания углерода в сталях (см. рис. 33,*б*). Характерным для стали является резкий спад внутреннего трения в процессе отжига при 800°С, что также может служить подтверждением предположения о протекании полигонизации.

Таким образом, релаксационные свойства сталей, полученных ДГП, имеют характерные особенности, анализ которых позволяет уточнить природу эффектов, приводящих к упрочнению в результате проявления эффекта термомеханической обработки. Стали имеют высокую плотность дислокаций, блокированных узлами дислокационной сетки и точечными дефектами. Это обусловливает стабилизацию упрочненного состояния.

Механизм рекристаллизации исследованных материалов связан с устойчивостью искажений, их медленной релаксацией и перераспределением. Поэтому температурные интервалы рекристаллизации сдвинуты в область повышенных температур, а скорость рекристаллизации уменьшается.

Влияние скорости нагрева

При проведении термообработки порошковых сталей следует учитывать, что процессы перераспределения и аннигиляции дислокаций и других дефектов, а также диффузионные процессы определяются влиянием не только температуры, но и времени, в течение которого осуществляется нагрев. Количество дефектов, не снятых в процессе нагрева, тем больше, чем выше скорость нагрева. Следовательно, температурные интервалы, при которых происходит то или иное изменение дислокацион-

ной структуры, при увеличении скорости нагрева смещаются в область более высоких температур.

С целью определения влияния скорости нагрева на структуру и свойства материалов, полученных ДГП, сравнивали эти характеристики при обычных скоростях нагрева и при электронагреве со скоростью 50°С /с прямым пропусканием тока. В качестве исследуемого материала использовали сталь 20п с остаточной пористостью 1,0%. Из сравнения микроструктуры этой стали следует, что увеличение скорости нагрева приводит к подавлению эффекта роста зерна и значительному смещению видимых изменений в структуре в высокотемпературную область.

Особенности отжига

Структурные особенности порошковых сталей, полученных ДГП, оказывают существенное влияние на процессы выделения фаз и изменения физико-механических свойств при нагреве. Так, для сталей с содержанием углерода 0,48 и 0,81% (1100°С; 20 мин; 22 кгс·м/см^3) дорекристаллизационный отжиг при 300—500°С в течение часа приводит к уменьшению прочностных характеристик и повышению пластичности, а для заэвтектоидной стали (1,5% С) к повышению прочности, что вызвано частичным распадом видманштеттовых выделений цементита, наличие которых способствует хрупкому разрушению.

Резкое падение прочности для всех сталей происходит при повышении температуры отжига до 600°С, что связано с началом первичной и вторичной рекристаллизации.

При низкотемпературном отжиге до 500°С, который сопровождается возвратом, происходит перераспределение и рассасывание дислокаций и некоторое изменение механических свойств. Это явление, как известно, не проявляется при низкотемпературном нагреве обычных литых сталей после горячей обработки давлением. Из этого следует, что при ДГП порошковых сталей происходит подавление рекристаллизационных процессов вследствие интенсивного наклепа металла и повышенной скорости его охлаждения. Однако степень разупрочнения в этом случае меньше, чем для холоднодеформированных литых.

Влияние отжига при температурах выше 600°С на свойства сталей показано на рис. 34. После отжига при

700°С доэвтектоидная (0,48% С) и эвтектоидная (0,81% С) стали имеют минимальную прочность, твердость и максимальную пластичность, что объясняется образованием в них структуры зернистого перлита. В стали с 1,5% С наряду с коагуляцией цементита имеются включения игольчатой и пластинчатой формы, а максимальная пластичность и структура зернистого перлита наблюдаются в области температур 800—850°С.

В стали (0,81% С), полученной ДГП при 1100°С, склонность карбидов к коагуляции и сфероидизации повышается, что приводит к уменьшению предела прочности и твердости и к увеличению пластичности после отжига при 720°С (40 мин). Результаты микроструктурного анализа показывают, что карбиды в отожженной стали, полученной при 1100°С, более крупные и имеют менее коагулированную форму, чем в стали, полученной методом ДГП при 720°С после отжига при 720°.

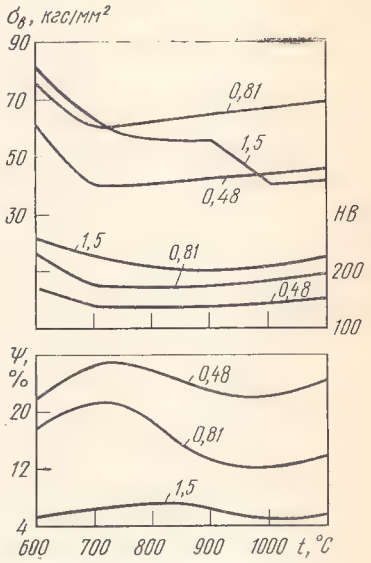


Рис. 34. Влияние температуры отжига (1 ч) на механические свойства сталей. Цифры у кривых — содержание углерода, %

Высокая склонность к коагуляции цементита в стали эвтектоидного состава, полученной ДГП при субкритических температурах (700—720°С), вызвана дроблением и сфероидизацией цементитных пластин как в самом процессе ДГП, так и при кратковременном отжиге.

Повышение температуры отжига выше 750°С приводит к заметному увеличению прочности и уменьшению пластичности эвтектоидной порошковой стали (см. рис. 34), что связано с образованием структуры пластинчатого перлита.

В порошковых доэвтектоидных сталях, в отличие от кованых, после отжига не наблюдается значительного роста зерен. Так, в стандартной стали 40 отжиг при

1100°С (1 ч) вызвал рост зерна от балла № 8 до балла № 4, а в порошковой стали (0,48% С) рост от балла № 9 до балла № 8.

По мере увеличения содержания углерода в порошковых сталях рост зерна, как и в обычных сталях, интенсифицируется. Для стали с содержанием углерода 1,5% С отжиг при 1000—1100°С приводит к росту зерна до балла № 3—2 с выделением избыточного цементита по границам зерен, что является причиной падения прочности и пластичности. Можно полагать, что большая протяженность границ зерен, на которых сосредоточено значительное количество окислов, является эффективным барьером для роста зерна при нагреве стали. Уменьшение количества окислов за счет их более интенсивного и полного довосстановления при повышенном содержании углерода приводит к наблюдавшемуся росту зерна.

После гомогенизирующего отжига (1100°С, 1 ч) механические свойства сталей находятся на том же уровне, что и после отжига при 900—1000°С, а для некоторых сталей прочность и пластичность несколько повышаются, несмотря на больший рост зерна. Эту особенность можно объяснить тем, что в процессе высокотемпературного отжига сталей, получаемых ДГП, быстрее происходят залечивание микродефектов, коагуляция и сфероидизация неметаллических включений и улучшение однородности сплава. Структура сталей после такой термообработки отличается меньшей анормальностью, перлит имеет более тонкое строение, чем после отжига при низких температурах.

4. ЗАКАЛКА И ОТПУСК

Прокаливаемость

Прокаливаемость порошковой стали исследовали методом торцовой закалки в зависимости от содержания углерода, режимов предварительной термообработки, температуры прессования. Кроме этого, изучали влияние степени чистоты и гранулометрического состава исходного порошка.

На рис. 35 показаны кривые прокаливаемости полученных методом ДГП сталей с различным содержанием углерода. Заметный рост прокаливаемости наблюдается

при увеличении содержания углерода, вплоть до эвтектоидного состава (0,81% С). Это связано с тем, что стабильность аустенита повышается с увеличением степени его однородности, возрастающей с увеличением содержания углерода в доэвтектоидной стали. Наличие крупных

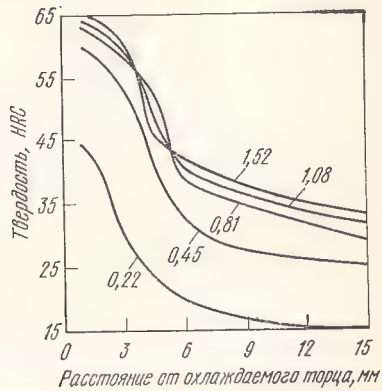


Рис. 35. Влияние содержания углерода, % (см. цифры у кривых), на прокаливаемость

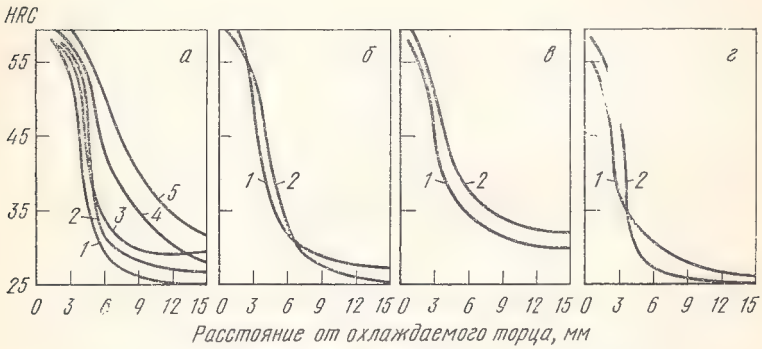


Рис. 36. Влияние предварительной термообработки, температуры ДГП и исходных материалов на прокаливаемость сталей:
а — содержание углерода 0,51% (*1* — ДГП, отжиг 700°С; *2* — сталь 50; *3* — ДГП, отжиг 840°С; *4* — ДГП, отжиг 1050°С; *5* — сталь 50, отжиг 840°С); *б* — содержание углерода 0,48% С (*1* — температура ДГП 850°С; *2* — то же, 1100°С); *в* — содержание углерода 0,77% (*1* — ПЖ0; *2* — ПЖ2С); *г* — содержание углерода 0,64% (*1* — ПЖК2К; *2* — ПЖ20М)

карбидов в заэвтектоидной стали, имеющих повышенную устойчивость при нагреве, приводит к ускорению распада аустенита и уменьшению ее прокаливаемости.

Сравнительные исследования показали, что кованые стандартные стали имеют несколько более высокую про-

каливаемость, чем порошковые, и эта разница сохраняется в случае их предварительной нормализации или отжига (рис. 36). С увеличением температуры отжига с 700 до 840°С прокаливаемость сталей, полученных ДГП, возрастает незначительно. Даже после 2-ч гомогенизирующего отжига при 1050°С глубина закалки значительно меньше, чем для стандартной стали 50 после отжига при 840°С, хотя в состоянии после ДГП и ковки разница в прокаливаемости у них была сравнительно небольшой.

Такая особенность в прокаливаемости связана с величиной зерна в стали и степенью гомогенности структуры. Для стандартной стали 50 отжиг способствовал росту зерна и образованию однородной структуры. Структура порошковой стали даже после высокотемпературного отжига (1100°С) была менее однородна, чем структура стандартной стали после отжига при 840°С. Расположение цементитных включений в отожженных порошковых сталях в местах наибольшей деформации, где они имеют повышенную устойчивость при нагреве вследствие закрепления дефектами структуры, способствует увеличению числа центров кристаллизации и снижает устойчивость аустенита. Порошковая сталь после отжига при 1100°С имела более однородную структуру с менее выраженной анормальностью, поэтому ее прокаливаемость несколько возросла, но она осталась гораздо ниже, чем у стандартной отожженной стали.

Мелкозернистость и особое расположение карбидов и окислов приводит к уменьшению прокаливаемости сталей, полученных ДГП. С уменьшением температуры ДГП возрастает эффект термомеханического упрочнения, измельчается зерно стали, подавляются рекристаллизационные процессы, что должно снижать устойчивость аустенита и уменьшать прокаливаемость. Экспериментальным подтверждением этого положения служат данные рис. 36,*б*, где приведена прокаливаемость сталей, полученных непосредственно после гомогенизации заготовки (1100°С, 20 мин) и после последующего подстуживания до 850°С. Помимо указанного, понижение температуры ДГП вызывает увеличение дисперсности карбидов и уменьшение размера устойчивого зерна стали, что также приводит к понижению прокаливаемости.

Результаты исследования прокаливаемости сталей, полученных из порошков ПЖ2С и ПЖ0, отличающихся содержанием марганца, кремния и неметаллических

включений (у первого выше), подтверждают влияние этих факторов. Марганец и кремний, как известно, увеличивают, а неметаллические включения уменьшают прокаливаемость. Данные рис. 36,*в* свидетельствуют о превалирующей роли примесей кремния и марганца.

Уменьшение размера частиц исходного порошка приводит к получению более однородной структуры, повышает стабильность аустенита и прокаливаемость (рис. 36,*г*).

Повышение температуры нагрева для закалки сталей приводит к некоторому росту прокаливаемости (однако меньшему, чем для обычных углеродистых сталей). При этом заметного роста зерна аустенита не наблюдалось. Рост прокаливаемости в этом случае происходит за счет повышения однородности аустенита.

Наибольший критический диаметр закалки порошковой стали, содержащей 0,4—0,5% С, составляет 10—12 мм, а для стандартной стали 50 он равен 20—30 мм. При закалке сталей, полученных ДГП, процесс охлаждения должен быть интенсифицирован, так как критическая скорость закалки составляет 500—600°С/с, что в два-три раза выше, чем для обычных углеродистых сталей. Расчет критический скорости закалки проводили по данным работы [37].

Таким образом, стали, полученные методом ДГП, можно использовать вместо сталей пониженной прокаливаемости, применяемых для изготовления деталей в автомобилестроении. Высокоуглеродистые стали, имеющие после закалки большую твердость, прочность и низкую прокаливаемость, можно использовать как инструментальные.

Закалка с печного нагрева и отпуск

Исходное структурное состояние сталей и термомеханическое упрочнение, полученное в результате ДГП, оказывают значительное влияние на механические свойства после закалки. При получении сталей из порошков различных марок и фракций разная степень однородности, дисперсности, загрязненности и дефектности исходной структуры сохраняется и после термообработки. Например, структура закаленной стали (0,5—0,6% С) из порошка ПЖ20М более однородная и дисперсная (рис. 37,*а*), чем структура стали из крупного порошка ПЖ2К

(рис. 37,*б*). Кроме того, в стали из крупного порошка после ДГП имелись микротрещины, которые сохраняются и получают еще большее развитие в процессе закалки. Наибольшие значения прочности и пластичности имеют стали из мелких и очень мелких порошков, что связано с тонким строением мартенсита, унаследуемым им от деформируемого аустенита в процессе ДГП.

В ряде случаев порошковые стали имеют после закалки и отпуска более высокие механические свойства, чем аналогичные по химическому составу стандартные стали. Так, значения механических свойств у эвтектоидной стали из порошка ПЖ20М выше, чем у закаленной

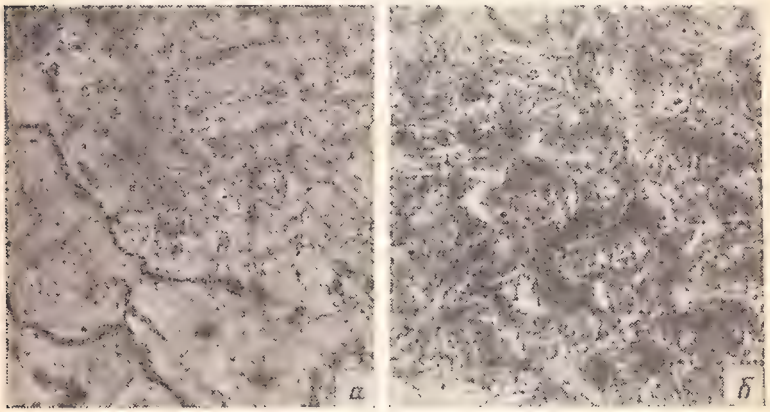


Рис. 37. Микроструктура закаленной стали (0,5—0,6% С), полученной методом ДГП из порошка ПЖ20М (*а*) и ПЖ2К (*б*). × 600

кованой стали У8 (табл. 11). Это связано с меньшим размером пластин мартенсита и более сложной их морфологией. Для стали из порошка ПЖ2М мартенсит имеет такую же величину пластин, как для стали У8, и они имеют примерно одинаковые значения прочности и пластичности.

Порошковые стали после закалки и отпуска имеют повышенную пластичность. Такая особенность наблюдается и после термомеханической обработки компактных сталей [38].

Эвтектоидная сталь, для получения которой использовали заготовки с большой исходной пористостью, как

после ДГП, так и после термообработки имела более высокие значения механических свойств. Можно было полагать, что различие в свойствах при не одинаковой пористости заготовок вызвано различным содержанием в стали остаточного аустенита, так как разные степени деформации влияют на его стабилизацию. Тем не менее на рентгенограммах значительной разницы в количестве остаточного аустенита не наблюдалось. Вместе с тем было обнаружено различие в микроструктуре: сталь, полученная из заготовок с незначительной пористостью (17%), имела более крупнозернистый мартенсит и обладала большей склонностью к трещинообразованию по

Таблица 11

Механические свойства порошковой и кованой эвтектоидной стали после закалки

Исходный материал	Содержание углерода, %	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	ψ, %	*HRC*
ПЖ20М+1,4%С	0,81	198	2,4	7,2	50
ПЖ2М+1,2%С	0,82	165	0,5	1,2	50
У8 (кованая)	0,78	172	0,6	1,2	49

сравнению со сталью из заготовок пористостью 47%. Мартенсит в последнем случае имеет более развитую фрагментацию, большую степень двойникования и большую измельченность карбидов. Большая микронеоднородность мартенсита и его упрочнение ориентированными карбидами также приводит, по-видимому, к повышению механических свойств.

Устойчивость термомеханического упрочнения сохраняется после закалки и отпуска (250°С, 2 ч) в стали, предварительно отожженной при 1100°С, в течение часа. Так, сталь (0,81%С), обработанная по этому режиму, имела предел прочности, равный 172—194 кгс/мм², причем большие значения относятся к образцам из заготовок с высокой пористостью. Эти значения предела прочности выше, чем для стали У8 после аналогичной термообработки, но меньше, чем для закаленной порошковой стали, не подвергавшейся предварительному отжигу.

Большое влияние на структуру порошковых сталей оказывает скорость охлаждения при закалке. Так, при закалке в воде образуется большое количество трооститных участков; ускорение охлаждения при использовании

водного раствора поваренной соли приводит к практически полному их исчезновению. Полученный мелкозернистый мартенсит имеет высокую микротвердость. В заэвтектоидных сталях наблюдаются мельчайшие карбиды, которые обеспечивают высокую износостойкость материала. В некоторых образцах обнаруживаются пятна высокоуглеродистого аустенита. Это вызвано тем, что в высокоуглеродистых сталях карбиды могут выделяться также в промежуточной области, не вызывая распада аустенита [27]. При низкотемпературном отпуске (200°С) остаточный аустенит превращается в мартенсит. Твердость после закалки в водном растворе поваренной соли на две-три единицы *HRC* больше, чем при закалке в воду, и для сталей с 0,48—1,5% С она составляет *HRC* 60—65. Однако после отпуска при 200°С существенного различия в твердости не наблюдается (*HRC* 50—52), а предел прочности при растяжении становится на 5—10 кгс/мм^2 меньше, чем после закалки в воду. Стали, закаленные в масло, обладают высокой прочностью и пластичностью, и их можно рекомендовать для нагруженных деталей.

Максимальные прочностные свойства после закалки в воду и отпуска (250°С, 2 ч) имеют стали с содержанием 0,81—0,9% С (рис. 38). Стали с меньшим содержанием углерода умеют повышенные показатели пластичности.

Из рис. 39 видно, что после отпуска при 200—350°С сталь сохраняет высокую прочность и твердость при достаточной пластичности. Такие свойства очень важны для деталей, работающих при высоких ударных нагрузках в условиях трения. С дальнейшим повышением температуры отпуска вследствие уменьшения дисперсности структуры и коагуляции цементита уменьшаются прочность и твердость как и у обычных компактных сталей.

Предел прочности порошковых сталей после улучшения (закалка и отпуск, 600°С, 2 ч) ниже, чем у таких же сталей, не подвергавшихся термообработке. Пластичность сталей после ДГП с увеличением содержания углерода значительно понижается, однако после дополнительного улучшения скорость этого понижения меньше, особенно для заэвтектоидной стали. Это объясняется тем, что цементит в заэвтектоидных сталях обладает повышенной склонностью к коагуляции вследствие высоких напряжений в структуре. В результате закалки и отпу-

ска при 600°С склонность цементита к коагуляции значительно понижается, что ведет к понижению прочности и увеличению пластичности.

Ударная вязкость у порошковых сталей после улучшения выше, чем у отожженных при 900°С (1 ч) и не подвергавшихся термообработке, что объясняется образованием мелкодисперсной сорбитной структуры.

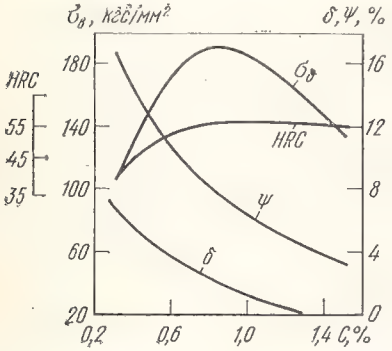


Рис. 38. Влияние содержания углерода на свойства порошковых сталей после закалки и отпуска (250°С, 2 ч)

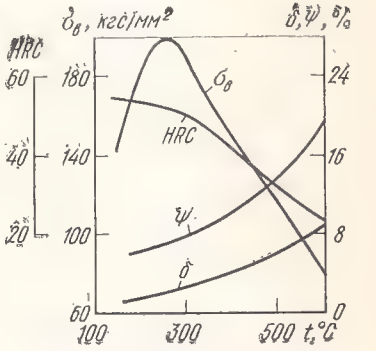


Рис. 39. Влияние температуры отпуска на свойства порошковой эвтектоидной стали после закалки

Наиболее высокие значения прочностных характеристик имеют закаленные малоуглеродистые стали, не подвергавшиеся отпуску, однако их пластичность в результате его проведения повышается и тем значительнее, чем выше температура (табл. 12). Причиной является уменьшение дисперсности частиц и коагуляция карбидов. Структура термически упрочненных малоуглеродистых порошковых сталей аналогична структуре обычных, но более мелкозернистая и обладает повышенной плотностью дефектов. После улучшения у порошковых сталей прочностные характеристики ниже, а ударная вязкость и относительное удлинение выше, чем после ДГП.

Высокочастотная закалка (ВЧЗ)

Выбор режима ВЧЗ порошковых сталей определяется содержанием углерода, особенностями их исходного структурного состояния, малой прокаливаемостью, скоростью и температурой нагрева. Ее результаты оцениваются твердостью, глубиной и структурой закаленного

Таблица 12

Механические свойства порошковых малоуглеродистых сталей

Температура отпуска, °С	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	ψ, %	$a_н$, кгс·м/см²	*HB*
		0,11% С; $t_{зак}$=950°С			
—	50—53	14—17	39—42	5—6	205—225
200	47—51	16—19	41—43	6—6,9	200—215
400	42—45	21—24	47—50	7,1—7,5	160—172
500	39—43	24—27	49—52	7,6—8,1	144—150
600	37—40	27—30	51—54	8,2—8,7	138—144
		0,22%С; $t_{зак}$=900°С			
—	78—81	11—14	30—35	4—5	300—330
200	74—77	12—15	32—36	4,6—5,2	275—300
400	60—64	15—18	41—44	5,7—6,1	195—215
500	54—57	19—22	44—47	6,3—6,7	170—185
600	47—51	20—24	46—50	6,7—7,4	145—160

слоя. Высокочастотной закалке были подвергнуты стали, полученные из порошка ПЖ20М и сажи методом ДГП (1100°С, 20 мин, 22 кгс/см³, пористость заготовок 30%). Температура ВЧЗ в зависимости от содержания углерода составляла 1000—880°С, скорость нагрева для всех образцов была одинаковой и составляла 300°С/с.

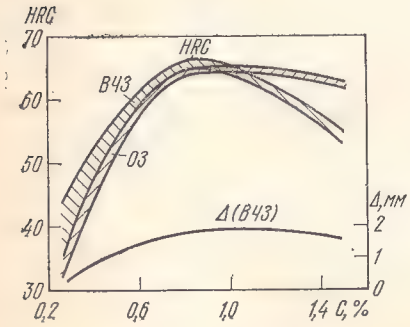


Рис. 40. Влияние содержания углерода в порошковых сталях на поверхностную твердость (*HRC*) и глубину закалки (Δ) после обычной и высокочастотной закалки

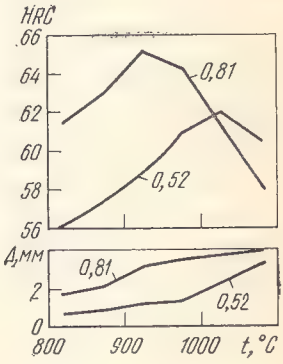


Рис. 41. Влияние температуры нагрева порошковых сталей с различным содержанием углерода, % (см. цифры у кривых), на твердость и глубину закалки при ВЧЗ

Характер изменения твердости порошковых сталей при обычной закалке (ОЗ) и ВЧЗ показан на рис. 40. Твердость доэвтектоидных сталей после ВЧЗ — больше, чем после ОЗ, эта разница уменьшается с увеличением содержания углерода и, начиная с 1% С, соотношение становится обратным, что, безусловно, вызвано различиями в процессах образования и распада аустенита при изменении скорости нагрева.

В результате быстрого индукционного нагрева в доэвтектоидных порошковых сталях создаются условия для образования измельченного и неоднородного аустенита, как и в обычных сталях [39]. При его распаде образуется мелкоигольчатый мартенсит со сложной морфологией и повышенной твердостью; в результате обычной закалки мартенсит получается менее дисперсным.

При составе, близком к эвтектоидному, разброс значений твердости после ВЧЗ уменьшается, а сама твердость приближается к значениям твердости после ОЗ. Это связано с уменьшением количества измельченного феррита в сталях, что увеличивает возможность диффузионного образования аустенита при быстром нагреве. Вместе с этим повышается его однородность по углероду, что обеспечивает стабильную твердость образующегося мартенсита и независимость степени его дисперсности от скорости нагрева. Эта твердость как после ВЧЗ, так и после ОЗ является максимальной (*HRC* 64—66) по сравнению со сталями других составов, чему способствует наличие исходной сорбитоперлитной структуры и мельчайших карбидов, устойчивых при различных скоростях нагрева.

Особенности в структурообразовании и характере изменения свойств заэвтектоидных сталей при их ВЧЗ и ОЗ вызваны отличиями в скорости и степени растворения карбидов и остаточного графита, перегрева участков с наличием таких включений при ВЧЗ, появлением крупноигольчатого мартенсита с большим количеством остаточного аустенита. Следовательно, такие стали целесообразно подвергать закалке с печного нагрева.

В результате ВЧЗ порошковых сталей по мере увеличения содержания углерода до 0,8% глубина закалки, которая оценивалась расстоянием от поверхности до полумартенситной зоны, возрастает, а в дальнейшем практически не изменяется, что связано с зависимостью стабильности аустенита от содержания углерода. Однако

при медленном нагреве порошковых заэвтектоидных сталей глубина закалки несколько уменьшалась, так как сохранение неоднородности структуры приводило к ускорению распада аустенита.

Предварительный отжиг порошковой стали обеспечивает увеличение ее твердости и глубины закалки после ВЧЗ. Твердость в этом случае возрастает (*HRC* 64) благодаря улучшению концентрационной однородности и увеличению дисперсности мартенсита, а также выделению дисперсных включений карбидов. При отжиге обычных сталей увеличения твердости не наблюдается (*HRC* 58), так как уменьшается протяженность границ и дефектность их структуры. Глубина же закалки, хотя и возрастает, но меньше, чем у обычных сталей.

Влияние температуры нагрева при ВЧЗ на твердость показано на рис. 41 (скорость нагрева 300°С/с). В доэвтектоидной (0,52% С) стали максимальная твердость достигается при 1020°С, тогда как для стали 50 при 920°С. Объяснить это можно повышенной стабильностью исходной структуры порошковых сталей.

Для порошковой эвтектоидной стали, которая характеризуется большей однородностью исходной структуры, максимальная твердость обеспечивается после ВЧЗ при 900—920°С. Дальнейшее повышение температуры ВЧЗ доэвтектоидных (более 1020°С) и эвтектоидных (более 920°С) сталей связано с некоторым ростом аустенитного зерна и уменьшением дисперсности мартенсита. Поскольку первая менее склонна к росту зерна, падение твердости у нее происходит не так резко.

Глубина закаленного слоя по мере увеличения температуры ВЧЗ возрастает, что вызвано улучшением однородности аустенита, некоторым ростом его зерна и повышением стабильности.

Зависимость поверхностной твердости от скорости нагрева при ВЧЗ для порошковых сталей имеет экстремальный характер с максимумом при 300°С/с для доэвтектоидной и 500°С/с для эвтектоидной сталей. Эти скорости ниже, чем для обычных сталей, благодаря повышенной стабильности исходной структуры. Увеличение скорости нагрева сверх указанных значений приводит к уменьшению поверхностной твердости, поскольку диффузионные процессы полностью произойти не успевают и образуется структура неполной закалки с наличием участков феррита и непревращенного аустенита.

При весьма больших скоростях нагрева отмечается (особенно для доэвтектоидной стали) резкий переход от тонкого закаленного слоя к сердцевине наряду с общим уменьшением его глубины. Это, как известно [40], отрицательно отражается на эксплуатационных качествах изделий из-за концентрации больших остаточных напряжений в тонком поверхностном слое, которые создают условия для охрупчивания и образования трещин. В результате ВЧЗ при меньших скоростях нагрева образовалась структура мелкоигольчатого мартенсита в поверхностном слое с плавным переходом к сердцевине.

В производственных условиях ВЧЗ на установке Л367-13 используется, например, для обработки деталей тепловоза, полученных методом ДГП. Температура нагрева изделий из стали 80п составляет 880—900°С скорость—250°С/с, охлаждение производится водой через специальный спрейер. При сохранении высокой чистоты поверхности и исходных свойств сердцевины такая обработка обеспечивает глубину закалки 2,5—3,5 мм и поверхностную твердость *HRC* 62—65; структура поверхностного слоя представляет собой скрытокристаллический мартенсит.

Закалка с температуры ДГП (высокотемпературная термомеханическая обработка)

Эффект термомеханической обработки (ТМО), наблюдаемый уже в процессе ДГП, можно еще более усилить, проводя закалку после ДГП с предварительным подстуживанием. При этом развитие рекристаллизации деформированного аустенита сводится к минимуму, как и при высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) компактных сталей.

Образцы диаметром 70 мм и высотой 10 мм содержали 0,86% С и имели поверхностную твердость *HRC* 60—65. Структура на глубине до 2,5—3 мм состояла из мелкоигольчатого мартенсита с микротвердостью $H_{100}=$ $=1000\div1200$ кгс/мм². В центре сечения наблюдались трооститные участки с $H_{100}=350\div400$ кгс/мм². Появление их вызвано недостаточной прокаливаемостью порошковой стали. Механические свойства стали после отпуска (2 ч) при разных температурах приведены в табл. 13.

Порошковая сталь после такой обработки имеет высокую прочность, достаточную пластичность и вязкость.

Таблица 13

Механические свойства порошковых сталей, закаленных с температуры ДГП

Температура отпуска, °С	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	ψ, %	$a_н$, кгс·м/см²	*HRC*
150	150	1,9	3,2	1,8	58
250	178	3,2	8,8	2,8	50
350	167	3,8	9,2	3,2	48
600	82	8,4	17,6	3,6	24

Правда, предел прочности здесь несколько меньше, чем у сталей после ДГП и обычной закалки, очевидно, из-за наличия трооститных участков в сердцевине вследствие неполной прокаливаемости сердцевины образца.

После ВТМО, как и после обычной закалки, порошковая сталь имеет более высокие механические свойства, чем сталь У8. Кроме того, проведение ДГП по схеме ВТМО позволяет получать готовые термомеханически упрочненные изделия, не требующие, как правило, дополнительной механической обработки. При изготовлении же термомеханически упрочненных деталей из проката сталь после ВТМО подвергается смягчающей обработке для облегчения обработки резанием, а затем производится повторная закалка, при которой наследуется упрочнение, полученное при ТМО.

Таким образом, наиболее эффективным способом ТМО порошковых сталей является ВТМО, так как основные ее операции (нагрев, деформация, охлаждение) входят в процессы экструзии, ДГП и другие способы горячей обработки давлением порошковых материалов. Для некоторых сталей в результате ВТМО авторами работ [41, 42] был получен предел прочности до 200 кгс/мм². В работе [36] предлагается использовать ВТМО для получения из неметаллических порошков сателлитов дифференциала автомобиля.

5. ЦЕМЕНТАЦИЯ

Стали, получаемые методом ДГП, можно подвергать химико-термической обработке, в частности цементации. Вследствие пониженной диффузионной подвижности углерода глубина науглероживания оказывается значительно ниже, чем для стандартных сталей. Так, при це-

ментации в твердом карбюризаторе (920°С; 2 ч) для порошковой стали (0,35% С), полученной методом ДГП при 1100°С, и стандартной стали 40 эта разница составила 23%. В порошковой стали, предварительно отожженной при 1050°С (1 ч), толщина цементованного слоя увеличивается, но остается меньшей, чем у стали 40. Для сталей, полученных после допрессовки заготовок, подстуженных с 1100°С до 900—700°С, толщина слоя уменьшается. При таких же режимах нагрева образцов в среде влажного водорода толщина обезуглероженного слоя изменяется аналогично. Обнаруженный эффект замедления диффузии углерода в сталях, получаемых методом ДГП, вызывает необходимость увеличения продолжительности процесса цементации для получения такой же толщины цементованного слоя, как и в стандартных сталях.

Для повышения эффективности получения изделий с цементованной поверхностью методом ДГП целесообразно нагрев пористых порошковых заготовок совмещать с науглероживанием в газовом карбюризаторе. Заготовки из порошка ПЖ20М пористостью 32% нагревали при 1100°С в течение 10 мин в газовом карбюризаторе, состоящем из смеси водорода и природного газа. После подстуживания до 900°С их допрессовывали при $w=$ $=22$ кгс·м/см^3, что обеспечивало плотность 7,68 г/см^3, твердость *HRC* 46—48 и толщину цементованного слоя 2,5—3,0 мм.

Микроструктурный анализ указывает на наличие в цементованном слое заэвтектоидной стали структуры сорбитообразного перлита с округленными и разрозненными включениями цементита, которые не вызывают такой хрупкости слоя, как при наличии цементитной сетки. Вид и характер расположения карбидов объясняются кратковременностью цементации и дроблением цементитной сетки при ДГП. За этим слоем обнаруживается перлитная структура с мелкими включениями карбидов, а затем следуют слои с наличием феррита, количество которого возрастает по мере удаления от поверхности. Такой плавный переход обеспечивает высокую износостойкость поверхности и вязкость сердцевины. Закалка цементованных образцов от 800°С с охлаждением в воде обеспечивала получение поверхностной твердости *HRC* 52—60.

При использовании этой технологии самостоятельную операцию закалки можно исключить, проводя ее не-

посредственно после ДГП. В целом такая технология значительно экономичнее обычной. Уменьшается как количество операций, так и номенклатура применяемого оборудования. Окончательная механическая обработка здесь, как правило, не требуется.

6. ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА

Наличие у материала определенного комплекса физико-механических и технологических свойств предопределяет возможность его выбора для изготовления деталей, однако окончательно этот вопрос, как правило, решают с учетом возможности обеспечения требуемых эксплуататационных характеристик, в частности износостойкости. Наиболее надежные сведения о последних можно получить, проводя эксплуатационные испытания, которые могут быть в ряде случаев заменены стендовыми в условиях, близких к эксплуатационным.

Подробному исследованию была подвергнута износостойкость роликов подборщика зернового комбайна, оценивавшаяся по результатам стендовых испытаний. Ролики испытывали в паре трения с пальцами из стали 40Х (серийные), твердость *HRC* 38—40. Стендом служили два подборщика, установленные на общей раме и имеющие общий привод (120 об/мин). Были воспроизведены условия работы подборщика: ролики по наружной поверхности находились в условиях трения качения по чугуну, по внутренней — в условиях скольжения в паре с пальцем. Замеры производили перед началом и в процессе проведения испытаний через каждые 10 ч. Смазку, состоящую из солидола с 5% чернозема, просеянного через сито 0,1 мм, закладывали при сборке пары трения и добавляли по мере выработки.

В качестве исходных материалов использовали порошок ПЖ2М2, ферромарганец, феррохром ФХ-800 и графит КА. Шихты готовили трех составов: 1) ПЖ2М2+ +2,0% графита; 2) ПЖ2М2+1,2% графита+3,0% Mn; 3) ПЖ2М2+1,5% графита +1,0% Mn+0,86% Cr. Технология: дозировка; холодное прессование (4,7 тс/см², П=30%); спекание (1100°С, 20 мин для шихты 1; 1150°С, 60 мин для шихт 2 и 3) в герметичном контейнере в среде водорода с точкой росы —40°С; охлаждение с контейнером на воздухе; нагрев в методической печи (1100°С, 5 мин); допрессовка на 100-т кривошипном

прессе; охлаждение на воздухе; закалка в воду (820—850°С, 15 мин); отпуск (200°С, 1 ч). Плотность роликов составила 7,63—7,72 г/см³. Их свойства и состав материала приведены в табл. 14.

Таблица 14

Материалы, использовавшиеся для исследования износостойкости

Номер состава	Содержание элементов, %					Плотность, г/см³	Поверхностная твердость, *HRC*	
	C	Mn	Cr	Si	Ti		по $Д_{нар}$	по $Д_{вн}$
1	1,26	0,3	—	0,11	—	7,72	55—61	60—63
2	0,86	2,89	—	0,16	—	7,62	52—55	55—58
3	1,0	1,16	0,86	0,14	—	7,66	55—59	59—61
4*(18ХГТ)	0,21	1,10	1,05	0,17	0,04	7,76	58—60	59—60

* После цементации в поверхностном слое содержалось 1,10% С.

Сравнительные испытания проводили на серийных роликах из стали 18ХГТ. Операции изготовления: токарная обработка; газовая цементация (930°С, 16 ч) на глубину 1,0—1,3 мм; закалка в масло (820°С, 15 мин); промывка в растворе кальцинированной соды; отпуск (200°С, 1 ч); шлифовка по внутреннему диаметру.

Результаты испытаний показаны на рис. 42. Во всех случаях износ роликов, полученных методом ДГП по внутреннему и наружному диаметру оказался меньшим, чем у серийных. Наименьший износ имеют ролики из материала, легированного марганцем (состав *2*), однако износ пальцев при этом значительно больше, чем у роликов из порошковой углеродистой стали (состав *1*) и серийных (состав *4*). Наилучшие результаты по суммарному износу были получены для пары порошковая углеродистая сталь — сталь 40Х, который оказался в 1,6—1,8 раз меньше, чем для остальных пар.

У роликов из порошковой легированной марганцовистой стали (состав *2*) отмечается незначительный износ, несмотря на их не самую высокую твердость, причем вызван он наличием мелкопластинчатой структуры мартенсита, а также нерастворившихся включений ферромарганца со значительной окисной пленкой. Эти твердые включения обеспечивают повышенную износостойкость

роликов и в то же время ускоряют износ работающих в паре с ними пальцев.

Аналогичное влияние оказывают нерастворившиеся карбиды хрома (состав *3*). Однако включений ферромарганца и окислов здесь меньше, чем в сплаве состава *2*, и это объясняет несколько меньший износ пары трения.

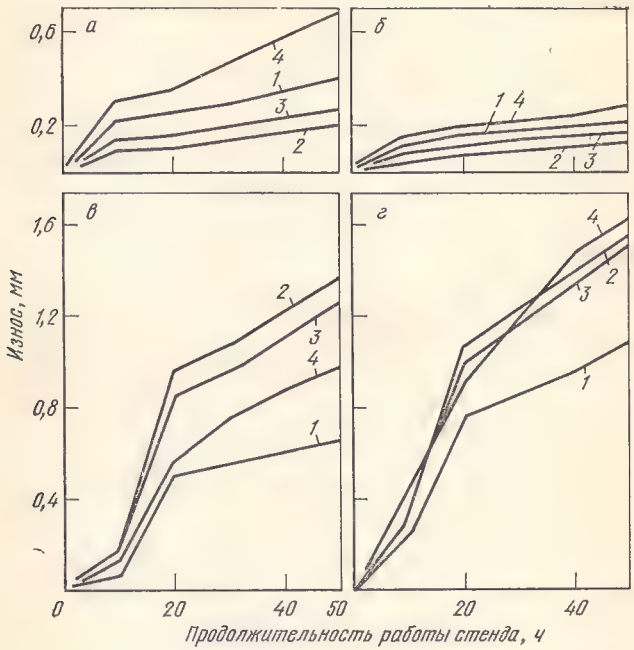


Рис. 42. Износ пары трения в зависимости от времени испытания; цифры у кривых — номер шихты по табл. 17:
а — износ ролика по внутреннему диаметру; *б* — то же, по наружному диаметру; *в* — износ пальца; *г* — суммарный износ пары трения

В материале роликов из стали 18ХГТ отсутствуют крупные избыточные карбиды и содержится меньше окислов, чем в материале состава *3*. В связи с этим износ пары трения еще ниже.

Наименьший износ пары трения был обеспечен при использовании роликов, изготовленных из порошковой углеродистой стали (состав *1*), что объясняется наличием у нее мелкопластинчатого мартенсита и мельчайших цементитных включений, имеющих меньшую микротвер-

дость, чем, например, карбиды хрома в легированных сталях.

Повышенную износостойкость по сравнению с литыми из стали 45Л при эксплуатационных испытаниях показали зубья звездочек зерноуборочных комбайнов, изготовленных из порошковой стали с 0,40—0,55% С.

Не менее убедительными оказались результаты стендовых и эксплуатационных испытаний ряда деталей тепловоза, изготовлявшихся из порошковых углеродистых сталей методом ДГП. Во всех случаях их износостойкость и эксплуатационная надежность оказываются более высокими, чем для серийных деталей.

Глава IV

ЛЕГИРОВАННЫЕ ПОРОШКОВЫЕ СТАЛИ И МАТЕРИАЛЫ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

1. КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Уменьшение пористости — наиболее эффективный метод улучшения механических свойств материалов, получаемых из металлических порошков. Для беспористых материалов дальнейшее улучшение механических свойств обеспечивается созданием специфической структуры с большим числом искажений решетки. В этих целях применяют различные виды обработки материалов, а также легирование. Важной особенностью ДГП является возможность использования всех направлений повышения механических свойств порошковых материалов: уменьшение пористости, термическая обработка и легирование.

В соответствии с современными воззрениями прочность металла может быть увеличена измельчением блоков и упрочняющих фаз, усилением степени разориентировки на границах между субзернами и увеличением сопротивления перемещению дислокаций внутри субзерен. Легирование увеличивает вероятность существования дефектов упаковки в решетке.

Большинство легирующих элементов образуют с железом твердые растворы замещения или внедрения, либо какие-то другие новые фазы. Только висмут и свинец и в некоторых случаях медь находятся в структурносвободном состоянии. Механические свойства стали можно из-

менять путем растворения или выделения фаз, изменения их дисперсности, формы и распределения. Причиной упрочнения твердых растворов является искажение решетки, вызываемое легирующим элементом.

Разложение пересыщенных твердых растворов связано с выделением мелкодисперсной фазы и приводит обычно к повышению твердости и прочности [43]. Эффект упрочнения зависит от природы и характера выделившихся частиц. Чаще всего при разложении твердых растворов выделяются карбиды, нитриды и другие фазы. Кроме этих фаз с выраженными (хотя и слабо) металлическими свойствами, в сталях присутствуют окислы, силикаты и сульфиды. Эти включения оказывают в основном вредное влияние, исключение составляют дисперсионно-упрочненные порошковые материалы.

Повышение температуры активизирует диффузионные процессы, поэтому при изучении легированных материалов, в состав которых входит никель, рекомендуется применять максимально допустимые в промышленных условиях температуры. Например, при изучении распределения легирующих элементов в стали 30Д2Н2п было обнаружено, что содержание никеля в глобулах, возникающих на месте частиц его порошка, при повышении температуры гомогенизации (1 ч) всего на 50°С (с 1200 до 1250°С) уменьшалось более чем в два раза — с 27 до 13%.

При выборе стадии гомогенизации материала предпочтение следует отдавать процессам, обеспечивающим протекание диффузии в пористой заготовке (перед ДГП (первый и второй варианты). Проведение диффузионного отжига в уже сформированном материале сопровождается снятием эффекта термомеханического упрочнения и может привести к появлению диффузионной пористости и других явлений, ухудшающих свойства сплавов.

Пористость полученных при ДГП материалов определяется в основном температурно-энергетическими условиями процесса. Операция ДГП легированных материалов обычно осуществляется с температуры гомогенизации, так как пластичность их ниже, чем углеродистых сталей, и подстуживание не всегда бывает целесообразным. Особенно важно здесь правильно выбрать требуемую работу. Изучение микроструктуры легированных материалов показывает, что твердые включения нерастворившихся составляющих шихты или образовавшихся при

гомогенизации фаз в зависимости от их формы по-разному ориентируются по отношению к направлению давления горячего прессования. Неравноосные включения располагаются перпендикулярно к давлению своей более развитой поверхностью. В случае такой гетерогенности материалов необходимо особенно точно рассчитать требуемую для уплотнения работу: ее избыток приводит к появлению больших внутренних напряжений и микротрещин в частицах включений, а недостаток к увеличению остаточной пористости.

Материалы, легированные медью и никелем

Для приготовления шихт использовали следующие порошки: железный ПЖ20М; медный ПМС-2; никелевый ПНЭ-1; сажи ПМ-15 (ламповая). Рассматривали при этом безуглеродистые материалы и стали. В сталях изменяли содержание углерода при постоянном количестве легирующих элементов и количество одного из компонентов (медь или никель) при постоянном содержании углерода (0,3%) и второго компонента (2%).

Холоднопрессованные заготовки пористостью 22—25% подвергали гомогенизации в среде водорода (1200°С, 1 ч), а затем уплотняли в закрытом штампе на фрикционном молоте ($\omega = 22$ кгс·м/см^3). После ДГП остаточная пористость брикетов не превышала 3%.

Безуглеродистые материалы, легированные только медью, имели довольно однородную мелкозернистую структуру (рис. 43,*а*). Медь по объему сплава распределялась равномерно, отклонение от среднего содержания не превышало 10%. В сплавах, содержащих 8% Cu, по границам частиц порошка оставались тонкие прожилки меди.

Введение никеля изменяет картину: в структуре появляются продолговатые светлые участки (глобулы), представляющие собой тройные твердые растворы Fe—Cu—Ni; их состав зависит от соотношения в композиции меди и никеля и изменяется по сечению, достигая наиболее высокой концентрации в центре глобулы. После гомогенизации они имеют округлую форму (рис. 43, *а, б*), а после ДГП вытягиваются в направлении течения металла (43,*в, г*). Химический состав глобул и фона приведен в табл. 15.

Процессы диффузии протекают следующим образом. На первом этапе образуется жидкая фаза меди, в кото-

Таблица 15

Химический состав фона и глобул порошковых сплавов, %

Сплав	Фон		Глобулы	
	Cu	Ni	Cu	Ni
ЖД6Н2	5,9	0,5—1,5	6,5	7
30Д2Н2п	1—1,5	До 0,50	7—12	25—37
30Д2Н3п	1—1,5	До 0,40	12—15	28—42
30Д3Н2п	2—2,5	До 1	5—7	20—35

рой активно растворяется никель, а затем уже из медно-никелевого раствора идет диффузия в железную матрицу [44]. Повышение содержания меди приводит к увеличению количества жидкой фазы и времени ее существования, интенсивнее протекают диффузионные процессы. По этой причине в глобулах сплавов с повышенным содержанием меди (ЖД6Н2) меньше легирующих элемен-

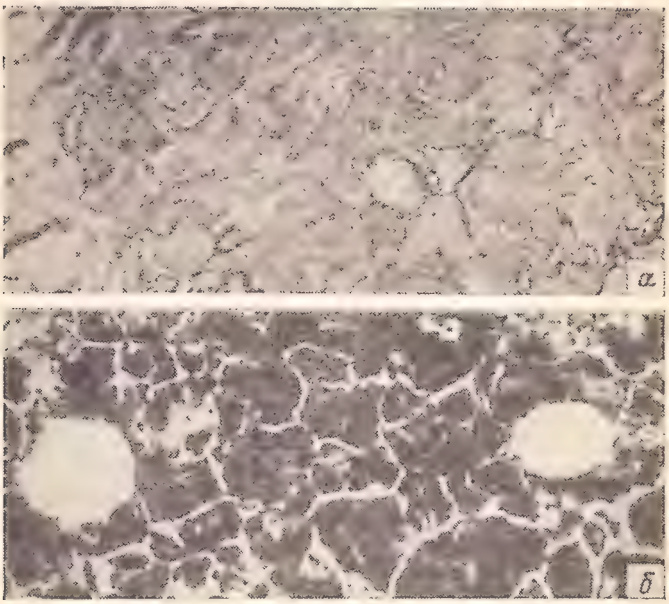
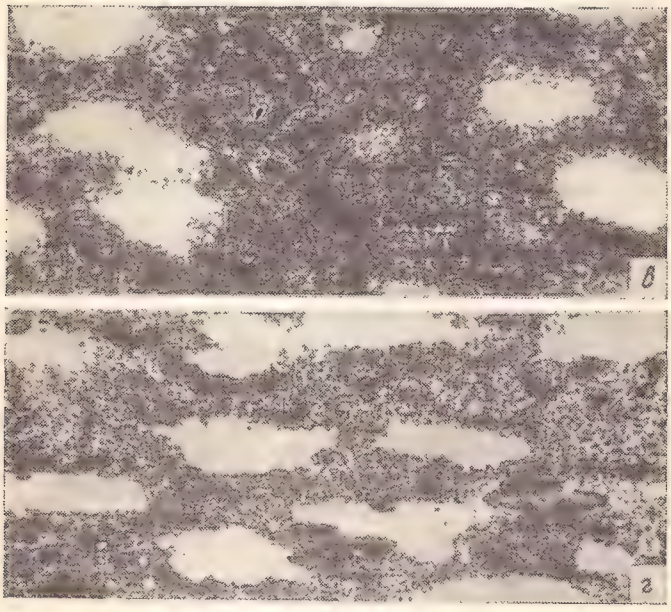


Рис. 43. Структура материалов:
а — ЖД6 (×600); *б* — 30Д2Н2п (×150); *в* — 30Д2Н2п, 15 кгс·м/см³ (×150);

тов, и они более равномерно распределены по фону. После ДГП основной фон в структуре безуглеродистых материалов состоит из твердых растворов переменной концентрации, но с более низким содержанием меди и никеля, чем в глобулах. В сталях же этот фон состоит из смеси сорбита с участками троостита и мартенсита, количество которого повышается с увеличением содержания углерода и никеля. Такая структура характеризуется неравновесностью состава и значительными внутренними напряжениями; механические свойства нестабильны, особенно значителен разброс значений пластичности.

С целью улучшения механических свойств, в первую очередь пластичности материала, обеспечения их достаточной стабильности, улучшения обрабатываемости и т. д. было опробовано несколько вариантов термообработки.

Для улучшения обрабатываемости резанием иногда проводят отжиг или нормализацию. В результате такой обработки неравновесная структура феррито-цементит-



. в — то же, 30 кгс·м/см² (×150)

ной смеси переходит в феррито-перлит. Светлые участки твердых растворов коагулируют, по их границам увеличивается диффузионная зона, механические свойства изменяются, как и у аналогичных катаных сталей. У безуглеродистых материалов после отжига пластичность возрастает незначительно, а прочность резко снижается. Эти материалы после ДГП имеют невысокую твердость и хорошо обрабатываются резанием, поэтому для них отжиг применять не рекомендуется.

Таблица 16

Механические свойства безуглеродистых материалов

Сплав	Режим обработки	$\sigma_в$, кгс/мм²	ψ, %	δ, %	$a_н$, кгс·м/см²	*НВ*
ЖД2	ДГП	50	30	10	8,0	190
	Закалка + отпуск	52	22	9	8,0	195
	Отпуск	52	25	8	7,5	195
ЖД4	ДГП	53	20	7	7,0	210
	Закалка + отпуск	65	25	10	10,0	255
	Отпуск	66	25	12	9,5	250
ЖД6	ДГП	80	10	5	3,0	280
	Закалка + отпуск	107	11	6	4,5	315
	Отпуск	106	12	7	4,3	310
ЖД8	ДГП	90	—	—	4,0	310
	Закалка + отпуск	114	—	—	4,2	385
	Отпуск	110	—	—	4,2	380
ЖД6Н2	ДГП	98	20	5	4,0	270
	Отжиг	55	36	16	8,0	230
	Закалка + отпуск	116	18	6	5,7	340
	Отпуск	114	20	6	5,5	345

Обычно для повышения прочности и твердости безуглеродистые материалы подвергают термообработке, которая обеспечивает получение структуры с равномерным распределением дисперсных выделений второй фазы из твердого раствора. При легировании медью в результате дисперсионного твердения выделяется ε-фаза [45]. Порошковые железомедные и железомедноникелевые материалы, полученные методами пропитки и прессова-

ние—спекание, подвергают закалке от высоких температур (950—1000С°) в воду или масло. В процессе закалки протекают стадии «предвыделения»; образующиеся зоны Гинье — Престона отличаются от истинных зон Гинье — Престона отсутствием явных границ и полной когерентностью с решеткой основы. Образование этих зон сопровождается значительной деформацией решетки основы.

Было установлено, что для безуглеродистых материалов с небольшим содержанием меди закалка существенного влияния на механические свойства не оказывает. Из этого следует, что стадия предвыделения протекает в период динамического уплотнения. Процесс ДГП сопровождается фазовым наклепом, особенно в случае некоторой гетерогенности твердых растворов. Дисперсионное твердение наблюдалось только у сплавов с содержанием $\geqslant 4\%$ Cu.

Механические свойства безуглеродистых материалов приведены в табл. 16.

Влияние температуры отпуска и времени выдержки на механические свойства исследовали на сплаве ЖД4. Лучшее сочетание свойств получено при температуре отпуска 460°С и времени выдержки 2 ч. Дальнейшее повышение температуры отпуска приводит к возврату—обратному растворению дисперсных частиц в твердом растворе, а увеличение времени выдержки к их росту. В результате твердость и прочность понижаются, а пластичность увеличивается.

Химический состав сталей изменяли в экономически целесообразных пределах. Общее количество меди и никеля не превышало 8%. Для сталей с различным содержанием углерода исследовали механические свойства после ДГП, а также после закалки с отпуском при 220 и 450°С. При содержании углерода 0,2% термообработка заметного влияния на механические свойства не оказывала, увеличение содержания углерода свыше 0,4% приводило во всех случаях к резкому уменьшению пластичности, а свыше 0,6% и к уменьшению прочности (рис. 44).

Стали, у которых изменяли содержание второго легирующего компонента, подвергали термообработке по одному режиму — закалка, отпуск при 450°С. Закалка с последующим отпуском стабилизирует структуру; при этом повышается и прочность, и пластичность. Медь активнее, чем никель, увеличивает прочность, но пластич-

ность заметно понижается. По-видимому, наличие углерода приводит к дисперсионному твердению даже при содержании менее 4% Cu.

Хорошее сочетание механических свойств наблюдается у стали 30Д2Н2п и для этого материала режимы термообработки исследовали более подробно. Непосредственно после ДГП механические свойства получаются довольно высокие, в структуре имеется большая доля мартенситной составляющей. Для стабилизации механи-

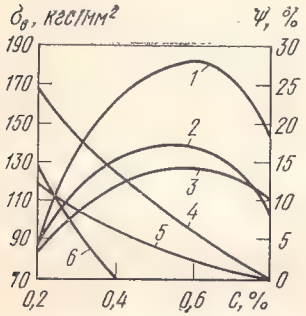


Рис. 44. Влияние содержания углерода в порошковых сталях (2% Cu и 2% Ni) при различных режимах термической обработки на прочность (*1* — закалка, отпуск при 220°С; *2* — то же, 450°С; *3* — ДГП) и пластичность (*4* — закалка, отпуск при 450°С; *5* — то же, 220°С; *6* — ДГП)

ческих свойств применяли отпуск непосредственно после ДГП без предварительной закалки. В этом случае значения механических свойств для многих изделий являются вполне достаточными. С целью их дальнейшего повышения применяли также следующие режимы термообработки: закалка — отпуск, отжиг — закалка — отпуск, нормализация — закалка — отпуск.

Критическая скорость охлаждения при закалке близка к таковой для катаных сталей. Применение режимов активного охлаждения, рекомендуемых для пористых материалов, приводит к трещинообразованию, особенно при содержании углерода свыше 0,3%. При закалке в воду образуются значительные внутренние напряжения вследствие неоднородности структуры. Для низкопористых порошковых сталей с некоторой корректировкой можно применять режимы термообработки, рекомендованные для аналогичного по химическому составу проката. В частности, речь идет об увеличении времени на выравнивание температуры по объему изделия. Все медноникелевые стали рекомендуется закаливать в масло.

Известно, что порошковые стали более чувствительны к температурам отпуска. С учетом этого температурный

интервал отпуска исследовали в широких пределах (250, 360, 420, 500 и 550°С).

Структуры после отжига и нормализации отличаются незначительно. Фон состоит из перлита, участки твердых растворов коагулируют и распределяются более равномерно; их площадь становится меньше вследствие диффузии легирующих элементов в матрицу.

После закалки образцов фон приобретает однородную структуру мелкоигольчатого мартенсита, механические свойства улучшаются. Увеличение температуры отпуска приводит к повышению пластичности и снижению

Таблица 17

Механические свойства стали 30Д2Н2п после ДГП и термообработки

Термообработка	Температура отпуска, °С	$\sigma_в$, кгс/мм²	ψ, %	δ, %	$a_н$, кгс·м/см²
Отпуск	220	105—110	8—10	5	4,0
	500	95—105	13—15	7	6,0
	550	90—95	14—16	7	6,0
Закалка, отпуск	220	160—175	0—5	4	5
	360	140—152	10—12	6	4,5
	420	115—120	20—25	8	4,5
	500	96—98	27—29	10	7,0
	550	90—93	30—33	10	7,0
Нормализация, закалка, отпуск	320	140—143	4—6	2	6
	360	130—135	15	5	6
	420	100—105	25	7	6,5
	500	95	32	9	8,0
	550	93	36	10	8,0
Отжиг, закалка, отпуск	220	135—138	5	3	5
	360	128—135	20	6	6
	420	98	26	7	6,5
	500	95	33	9	8,0
	550	93	36	12	8,5
Нормализация, отжиг	—	100—115	0—12	0—7	4,0
	—	70—85	15—18	10—12	6,5
	—	54—58	15—20	15—20	6,0

прочности, разброс механических характеристик уменьшается (табл. 17). После улучшения (отпуск 550°С) структура состоит из мелкодисперсного сорбита, а после низкого отпуска сохраняется мартенситная структура, и появляются участки троостита. Время выдержки при отпуске составляло 1 ч.

В результате проведенных исследований установлено, что безуглеродистые материалы имеют стабильные механические свойства, которые определяются в основном химическим составом. Для таких материалов, полученных методом ДГП, режим упрочняющей термической обработки состоит из одного только отпуска.

Изменением режимов термообработки легированных сталей можно обеспечивать необходимое сочетание прочности и пластичности. Проведение перед закалкой отжига или нормализации способствует стабилизации механических свойств; существенного различия между влиянием отжига и нормализации не отмечается. Оптимизация режимов термообработки легированных сталей обеспечивает высокие значения пластичности при сохранении прочности на уровне железоуглеродистых сталей, полученных методом ДГП.

Низкомарганцовистые стали

Влияние способа введения легирующего элемента на структуру и свойства материала более подробно изучили на низкомарганцовистых сталях. При этом использовали порошок готового сплава (3% Mn), ферромарганец (92% Mn) и порошок стали Г13 (12,8% Mn). Содержание углерода составляло 0,2, 0,3, 0,4 и 0,6%.

Продолжительность нагрева заготовок (1200°С) перед ДГП (I вариант технологии) определяли на сплаве 40Г2п из смеси сулинского железного порошка и порошка стали Г13. Увеличение выдержки свыше 20 мин приводило к некоторому уменьшению прочности; при этом твердость продолжала возрастать, что, видимо, связано с ростом аустенитного зерна, наследуемого мартенситной структурой. Пластичность монотонно понижается, так как увеличение количества растворенного в железе марганца приводило к увеличению количества мартенсита. Оптимальная продолжительность нагрева составила 20 мин.

Часть образцов из смесей порошков изготовляли по II варианту технологии: гомогенизация (1200°С, 1 ч) +

+ДГП (1100°С, 10 мин). Для заготовок из порошка сплава применяли такой же режим нагрева перед ДГП, как и для заготовок, прошедших гомогенизацию. Третий вариант технологии не использовался, так как ранее была установлена его непригодность для получения конструкционных материалов. Термообработка всех сплавов заключалась в нормализации (840—860°С) и последующем отпуске (400°С).

Наиболее высокие значения механических свойств с хорошим сочетанием прочности, пластичности и ударной вязкости получены у сплава, изготовленного из легированного порошка. После термической обработки значения возрастают, но и после ДГП обеспечивается высокая твердость (*HRC* 55—59). Механические свойства при этом более стабильны, чем при использовании шихт из смесей порошков.

У материалов, легированных ферромарганцем и изготовленных по I варианту технологии, получены относительно низкие механические свойства. С увеличением содержания марганца уменьшаются ударная вязкость и пластичность, прочность достигает максимума при 2% Mn. У всех остальных материалов наибольшая прочность наблюдается при содержании 3% Mn; при дальнейшем увеличении содержания марганца прочность уменьшается, так как в структуре появляются довольно крупные карбиды. Использование в качестве лигатуры порошка стали Г13 улучшает и стабилизирует все механические свойства, как и предварительная гомогенизация.

Термическая обработка оказывает положительное влияние на механические свойства. Благодаря ускоренному охлаждению в металлической прессформе уже непосредственно после ДГП формируется мартенситная структура. Однако в материале возникают большие внутренние напряжения и микротрещины, особенно при его значительной неоднородности, воспроизводимость всех механических характеристик ухудшается. Термическая обработка во всех случаях повышает пластичность металла, а при использовании порошка сплава и легировании порошком стали Г13 возрастает и прочность. При необходимости получения материала с высокой твердостью термообработку можно исключить.

Результаты механических испытаний хорошо согласуются с данными микроструктурного анализа. В результате 20-мин выдержки при 1200°С не остается не-

растворенных частиц ферромарганца, но распределение марганца по объему сплава очень неоднородно. Структура после ДГП представляет собой крупноигольчатый мартенсит, в различной степени легированный марганцем с небольшими участками смеси феррита с игольчатым цементитом. Неоднородность состава подтверждается большим разбросом значений микротвердости, причем этот разброс особенно сильно увеличивается при содержании 4% Mn, когда в структуре появляются карбиды.

При легировании порошком стали Г13 структура получается более однородной, и гомогенизация здесь не так сильно уменьшает разброс значений микротвердости, как при легировании ферромарганцем. Однако целесообразность использования гомогенизации при этом очевидна, поскольку она позволяет снизить температуру ДГП и получить мартенсит с более мелким зерном и более высокой пластичностью, чем после ДГП с 1200°С.

Хромоникелевые стали

В качестве добавки использовали порошок сплава Х18Н15, в котором в благоприятном соотношении содержатся хром и никель. Оптимальная температура нагрева составила 1200°С; дальнейшее повышение температуры не технологично, а при более низкой замедляется взаимная диффузия компонентов. Влияние продолжительности выдержки исследовали в широком диапазоне (5, 15, 30, 60, 120 мин) на сплаве, содержащем 13% стали Х18Н15 с углеродом (0,35%) и без него.

Максимальная твердость сплавов, содержащих углерод, получается при 15-мин выдержке, т. е. при времени, достаточном для диффузии углерода. Затем вследствие обезуглероживания твердость снижается. В безуглеродистых сплавах твердость монотонно возрастает с увеличением выдержки, разброс ее значений уменьшается. По изменению твердости можно судить о процессах гомогенизации. Прочность этого материала значительно увеличивается за первый час гомогенизации, в дальнейшем темп увеличения прочности замедляется. Таким образом, за оптимальный может быть принят следующий режим: для стали — ДГП (1200°С, 15 мин); для безуглеродистого сплава — гомогенизация (1200°С, 1 ч) + ДГП (1100°С, 7 мин).

Зависимость механических свойств стали от содержания легирующих элементов и технологии изготовления исследовали на составах с содержанием 6, 5; 13; 20 и 26% сплава Х18Н15. Твердость возрастает с увеличением содержания в сплаве лигатуры вплоть до 13% Х18Н15 в связи с увеличением количества мартенсита. В дальнейшем темп роста твердости снижается. Гомогенизация приводит к увеличению твердости, а нормализация и отпуск стабилизируют и уменьшают твердость. При закалке гомогенизированных материалов в масло твердость увеличивалась на 5—7%. Закалка в воду вызывала трещинообразование. Отпуску в дальнейшем подвергали образцы после закалки в масло, а также после ДГП или предварительной нормализации.

В структуре материалов I варианта технологии остаются нерастворенные участки сплава Х18Н15, края их сильно размыты. Основной фон состоит из смеси троостита и мартенсита, его площадь определяется степенью легирования. Материалы с 13% Х18Н15, полученные по II варианту технологии, имеют после ДГП мартенситную структуру с небольшим разбросом значений микротвердости, и последующая закалка с отпуском и нормализация не привели к повышению значений механических свойств, однако при нормализации они несколько стабилизируются. Сплавы I варианта технологии имели более высокие значения механических свойств после закалки в масло вследствие увеличения количества мартенсита, однако он очень неоднороден из-за неравномерного распределения легирующих элементов, особенно при их малом содержании. Наиболее высокие значения механических свойств получены у стали 35Х2Н2п (13% Х18Н12), изготовленной по II варианту технологии (рис. 45). Эта сталь отличается высокой твердостью после ДГП и не требует термической обработки.

Порошковые хромоникелевые стали имеют сравнительно высокую устойчивость при отпуске. В сталях с большим содержанием легирующих элементов влияние отпуска менее заметно. Повышение температуры отпуска до 600°С приводило к снижению прочности при сохранении пластичности на прежнем уровне, так как в структуре появлялись свободные карбиды увеличенных размеров, а матрица обезуглероживалась.

При изготовлении порошковых хромоникелевых сталей желательно применять водород с точкой росы не

выше — 40°С. Недостаточно осушенный водород приводит к окислению порошка сплава Х18Н15; окисная пленка тормозит диффузионные процессы, что снижает все механические характеристики. При наличии порош-

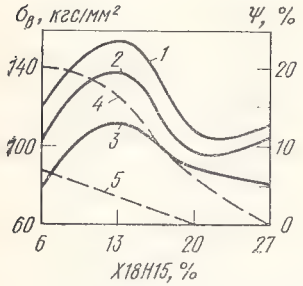


Рис. 45. Влияние содержания легирующих элементов и варианта технологии на предел прочности (*1* — II вариант технологии+отпуск; *2* — II — вариант технологии; *3* — I вариант технологии) и пластичность (*4* — II вариант технологии+отпуск; *5* — II вариант технологии)

ка распыленных хромоникелевых сплавов можно упростить технологию ДГП и улучшить механические свойства материалов.

Кремнемарганцовистые стали

Легирующие элементы вводили в шихту в виде порошков ферросплавов в количестве, обеспечивающем получение стали 35ГС2п. О степени гомогенности структуры судили по изменению твердости, которая с повышением температуры ДГП при постоянном времени выдержки 20 мин увеличивалась до температуры 1200°С, а затем уменьшалась, что связано с ростом зерна и выгоранием углерода. При 1200°С растворение кремния интенсифицируется в связи с образованием эвтектики, содержащей 18—20% Si. С увеличением продолжительности выдержки при 1200°С до 30 мин твердость возрастает монотонно, а затем незначительно уменьшается, что связано с выгоранием углерода. Закалка в масло с 860°С вызывала незначительное увеличение твердости, при отпуске (420°С, 1 ч) она значительно уменьшается и стабилизируется. Высокая твердость материала после ДГП объясняется наличием структуры легированного дисперсного феррита, по твердости близкого к мартенситу.

При отжиге (860°С, 1 ч, скорость охлаждения 100°С/ч) твердость уменьшалась, по границам зерен появлялись мелкие включения графита, излом приобре-

Таблица 18

Изменение механических свойств при различных режимах термообработки после ДГП при 1200°С и выдержке 30 мин

Термообработка	γ, г/см³	$\sigma_в$, кгс/мм²	HB	$a_н$, кгс·м/см²
Без термообработки . . .	7,54	95	482	2,1
Закалка в масло	7,54	88	525	1,8
Закалка в масло, отпуск .	7,48	84	390	2,0
Отжиг 1 ч, закалка в масло, отпуск	7,50	69	410	1,6

тал темный цвет. При закалке после отжига (по сравнению с закалкой непосредственно после ДГП) твердость повышалась на меньшую величину. Отжиг значительно уменьшает прочность, не повышая пластичности (табл. 18).

В структуре стали 35ГС2п после ДГП и термической обработки остались нетравящиеся светлые участки твердых растворов на базе ферросилиция и ферромарганца, размеры которых уменьшались с увеличением времени выдержки; микротвердость их составляла 450—600 кгс/мм². Основной фон — феррито-цементитная смесь с микротвердостью 500—620 кгс/мм² (твердость материала возрастала по мере приближения к светлым участкам структуры). После закалки микротвердость несколько увеличилась и составляла 580—700 кгс/мм². Материалы II варианта технологии имели более низкие значения механических свойств, так как происходило окисление частиц ферросилиция.

Рекомендации по промышленному применению

Методом ДГП можно получать материалы с требуемыми механическими свойствами путем изменения химического состава и режимов термической обработки. Наиболее приемлемым для изготовления материалов из смеси порошков компонентов или лигатур является II вариант технологического процесса. В некоторых случаях можно использовать и I вариант технологии, который позволяет сократить производственный цикл. Это возможно при изготовлении кремнемарганцовистых и медноникелевых сталей с небольшим содержанием леги-

рующих элементов; при использовании высокочистых порошков и возможности увеличения температуры нагрева до 1250°С; при использовании порошков сплавов или порошков, частицы которых покрыты легирующими элементами (омедненные железные порошки).

Лучшее сочетание механических характеристик получено у сплавов системы Fe—Ni—Gu при условии строгого регламентирования содержания в них углерода. Режим ДГП: нагрев до 1100°С, выдержка из расчета 1 мин на 2 мм сечения, $w=25$ кгс·м/см³. Остаточная пористость составляет 0,5—2,0%. Воспроизводимость свойств можно гарантировать только при высоком качестве исходного сырья и строгом выполнении рекомендаций по выбору параметров технологии.

Безуглеродистые медноникелевые материалы на железной основе имеют после отпуска стабильные механические свойства: разброс значений твердости и прочности составляет 1,5%, ударной вязкости и относительного сужения 2%. Структура и химический состав оставались постоянными по всему объему изделия. Здесь не удается получить такие свойства, как при введении углерода, однако эти материалы менее требовательны к качеству исходного сырья и защитных сред.

Преимущества хромоникелевых сталей заключаются в том, что при оптимальном составе (0,35% С; 13% сплава Х18Н15) они имеют мартенситную структуру после ДГП и не нуждаются в закалке. Однако при их изготовлении особое внимание необходимо уделять качеству защитных сред.

Марганцовистые стали наиболее экономичны, обладают достаточно высокими значениями механических свойств и их можно использовать в качестве конструкционных и износостойких материалов. Лучшие свойства обеспечиваются при использовании легированного порошка Г3, однако в промышленных масштабах его не выпускают. Легирование ферромарганцем обеспечивает высокие свойства при использовании II варианта технологии и температуре ДГП 1100°С.

У кремнемарганцовистых сталей по сравнению с другими отмечены самые низкие показатели прочностных и пластических свойств, но твердость у них достаточно высокая. При получении этих сталей гомогенизацию не проводили, что в сочетании с низкой стоимостью ферросилиция и ферромарганца повышает экономич-

ность процесса. Недостаток таких сталей — необходимость принятия специальных мер по предотвращению окисления кремния.

Материалы с повышенной твердостью были испытаны на износостойкость (абсолютный износ q) в условиях сухого трения (рис. 46). Сравнительно низкая износостойкость стали 40ГС2п объясняется наличием окисных пленок по границам частиц ферросилиция, что приводит к их выкрашиванию в процессе трения. Лучшие свойства отмечены у сталей 30Х3Н3п и 30Г3п с мартенситной структурой после ДГП.

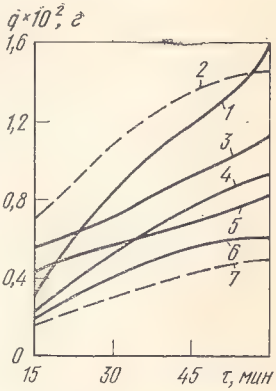


Рис. 46. Износостойкость различных материалов в условиях сухого трения:
1 — 40ГС2п; 2 — Г13л; 3 — 30Г4п; 4 — 30Х5Н4п; 5 — 30Г3п; 6 — 30Х3Н3п; 7 — Г13п

Структура легированных материалов, полученных из смеси порошков компонентов, в значительной мере определяется технологией их изготовления и поэтому влияние последующей термической обработки неоднозначно. Так, в хромоникелевых и низкомарганцовистых сталях II варианта технологии благодаря более равномерному распределению легирующих элементов структура после ДГП почти полностью состоит из мартенсита, а при I варианте технологии закалка приводит к увеличению его количества.

При нагреве для термической обработки поверхность у порошковых материалов окисляется примерно так же, как и у обычных сталей. Однако рекомендуется проводить нагрев с защитой, так как большинство деталей, изготовленных методом ДГП, не требуют дополнительной механической обработки. Исключение составляет отпуск, поскольку температуры нагрева здесь незначительны.

Для низкопористых порошковых сталей применены режимы термической обработки, которые рекомендованы для обычных сталей с небольшой корректировкой. Активное охлаждение материалов ДГП, рекомендуемое для пористых материалов [46], приводит к трещинообразованию, особенно при содержании С более 0,5%.

Медноникелевые стали имеют пониженную устойчивость при отпуске, что вызвано, по-видимому, наличием дисперсных выделений меди, которые способствуют распаду мартенсита. Низкому отпуску у этих сталей соответствует температура 180—200, среднему 320—350, высокому — 420—460°С. Нормализация этих материалов перед закалкой повышает пластичность при одновременной стабилизации всех остальных характеристик (разброс их значений сокращается в полтора-два раза) вследствие уменьшения внутренних напряжений, выравнивания концентрации, залечивания микротрещин. После термической обработки сочетание прочностных и пластических характеристик у медноникелевых порошковых сталей лучше, чем у углеродистых.

Закалка хромоникелевых сталей приводит к увеличению внутренних напряжений, а нормализация к частичному распаду мартенсита. Поэтому их можно подвергать только отпуску. Повышенная стойкость этих сталей при нагреве позволяет использовать их для изделий, работающих при температурах 200—280°С.

Низкомарганцовистые стали ($>2\%$ Mn; $>0{,}3\%$ C) после ДГП имеют мартенситную структуру и не нуждаются в закалке. Оптимальный режим термообработки — нормализация с отпуском (400°С). Мартенситная структура при этом сохраняется, но приобретает бóльшую однородность, а внутренние напряжения снижаются. Порошковые стали этого класса имеют более высокие показатели механических свойств, чем аналогичный по составу прокат.

Безуглеродистые порошковые материалы имеют довольно высокие показатели механических свойств: $\sigma_в = 110 \div 118$ кгс/мм²; $\psi = 15 \div 26\%$; $a_н = 4 \div 6$ кгс$\times$ $\times$м/см². Хотя эти показатели и ниже, чем у соответствующих сталей, все же они выше, чем у пропитанных материалов и большинства низколегированных стандартных сталей. Твердость после отпуска недостаточна, поэтому их целесообразно подвергать цементации.

2. АНТИФРИКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Наиболее перспективными подшипниковыми материалами можно считать композиционные сплавы, получаемые методами порошковой металлургии.

Технология порошковой металлургии имеет широкие возможности регулирования химического состава, струк-

туры и пористости антифрикционных материалов. Однако до последнего времени ее возможности использовали в основном только в части изменения их химического состава путем введения в порошковую шихту твердых смазок разнообразных видов и в различных количествах. Что же касается структуры, то ее изменяли только путем изменения степени легированности металлического каркаса, а технологические факторы по существу не оказывали влияния, поскольку режимы спекания изменялись только в ограниченных пределах. Возможности регулирования пористости еще более ограничены. Отсутствие методов получения изделий с минимальной пористостью обусловило преимущественное распространение только пористых антифрикционных материалов из металлических порошков.

Известно, что лучшими антифрикционными свойствами обладают материалы с мелкозернистой структурой, состоящей из твердых и мягких составляющих. Пористые антифрикционные материалы, предварительно пропитанные маслом, удовлетворяют этим требованиям. Однако самосмазываемость возможна только при достаточном объеме масла, что обеспечивается при значительной пористости материала. Срок службы таких подшипников без подвода смазки извне ограничен.

Высказанные соображения обусловливают необходимость создания беспористых композиционных антифрикционных материалов с повышенной несущей способностью. Отсутствие жидкой смазки обеспечивает возможность эксплуатации таких материалов в особо тяжелых условиях (при высоких температурах, в вакууме, агрессивных средах) или в случаях, когда ее применение невозможно (агрегаты пищевой и текстильной промышленности и др.).

Применительно к созданию беспористых порошковых антифрикционных материалов ДГП позволяет:

1) повысить прочность несущего каркаса за счет эффекта его термомеханической обработки. При этом не исключается возможность упрочнения путем легирования и термообработки;

2) предотвратить или существенно уменьшить вероятность распада твердых смазок, обладающих недостаточной термостойкостью, уменьшением продолжительности пребывания их при высоких температурах, определяемым временем прогрева заготовок;

3) регулировать в широких пределах степень гомогенности металлического каркаса.

Следует одновременно отметить, что условия протекания процесса ДГП антифрикционных материалов лучше условий протекания этого процесса при получении материалов других назначений. Наличие твердой смазки улучшает и технологические свойства материала заготовок, снижая коэффициент и силы контактного трения. Так, например, было установлено, что при увеличении содержания графита в железографитовых композициях до 8—10% сила трения порошка о стенки прессформы значительно уменьшалась, а в дальнейшем практически не изменялась.

Важнейшими явлениями в процессе сухого трения скольжения, условия которого наиболее тяжелы и в наибольшей степени зависят от состава и свойств антифрикционного материала, являются схватывание и образование поверхностных пленок [47]. Схватывание может быть предотвращено при образовании на поверхности трения пленок твердой смазки с достаточной толщиной и сплошностью, что определяется ее содержанием в поверхностном слое изделия. В качестве твердых смазок могут быть использованы обычно применяемые в этих целях в порошковой металлургии графит, сульфиды, фториды, силициды металлов, стекла и др. Однако в связи с особенностями технологии ДГП состав композиций нуждается в существенной корректировке. Наибольший объем работ был проведен в направлении создания беспористых железографитовых материалов, которые (как и другие) должны отличаться: 1) высокими механическими свойствами; 2) хорошей прирабатываемостью; 3) способностью образовывать промежуточный слой, предохраняющий от схватывания; 4) высокой теплопроводностью и низким коэффициентом линейного расширения; 5) низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью; 6) наличием запаса твердой смазки, равномерно распределенной по поверхности трения.

Шихту приготавливали смешиванием железного и графитового порошков в течение 1,5 ч в конусном смесителе. Железный порошок Сулинского металлургического завода марки ПЖ2М использовали как в состоянии поставки (1,7% О), так и после довосстановления в среде водорода (750°С, 2 ч).

Пористые заготовки (25—30%) нагревали в среде водорода при 850—1100°С в течение 3—120 мин. Результаты определения прочностных характеристик после ДГП при $w=25$ кгс·м/см³ свидетельствуют об аналогии влияния пор и включений графита на механические свойства. Как и следовало ожидать, больше всего ударную вязкость снижает увеличение содержания графита.

При нагреве заготовок перед ДГП углерод графита диффундирует в железо, взаимодействует с печной средой и с окислами железа. Количество и состав оставшихся включений графита, определяющих антифрикционные свойства материала, зависят от параметров нагрева, состава защитной газовой среды, окисленности и гранулометрического состава железного порошка, зольности и размера фракций графита. Применять следует малозольный тонкодисперсный графит. Образовавшаяся в результате выгорания зола представляет собой окислы различных элементов (Al, Si Fe и др.), которые препятствуют растворению углерода в аустените и снижают механические свойства (на 10—17% при содержании 0,2—0,3% окислов).

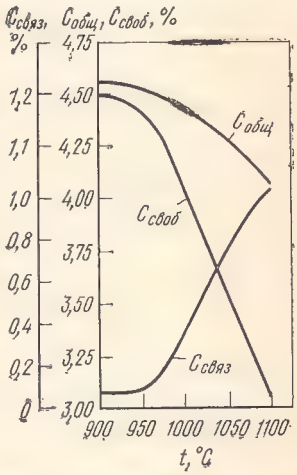


Рис. 47. Влияние температуры нагрева перед ДГП на содержание углерода

Влияние режима нагрева заготовок перед ДГП на структуру и свойства материала исследовали на композиции Fe+ +5% С. С увеличением температуры от 900 до 1100°С при $\tau=10$ мин структура металлической матрицы изменяется от ферритной до сорбитно-цементитной. Количественный анализ, результаты которого приведены на рис. 47, показывает, что, начиная с 950°С, резко увеличивается содержание связанного углерода и интенсивность его газификации. При 1100°С общее количество углерода уменьшается примерно на 20%, соответственно уменьшается и количество свободного углерода. Пористость уменьшается, а твердость возрастает при увеличении температуры до 1050°С.

Продолжительность нагрева заготовок выбирается из условий их прогрева по всему сечению и обеспечения требуемой структуры матрицы, которая при оптимальном режиме ДГП и содержании графита в шихте 5—15% остается стабильной и представляет собой тонкодисперсный перлит с 8—12% цементита. На рис. 48 представлены результаты исследования влияния количества графита в шихте на механические свойства материалов. Заштрихованная часть характеризует механические свойства материалов с наиболее высокими антифрикционными свойствами. Экстремальный характер кривых объясняется упрочнением матрицы при увеличении содержания связанного углерода и разупрочняющим действием свободного углерода. Следует отметить, что уменьшение потерь на трение благоприятно сказалось на однородности свойств материала. Для практического использования можно рекомендовать материал с содержанием 10% С в шихте и следующие параметры технологии ДГП: t=1050°С; τ=10—15 мин,

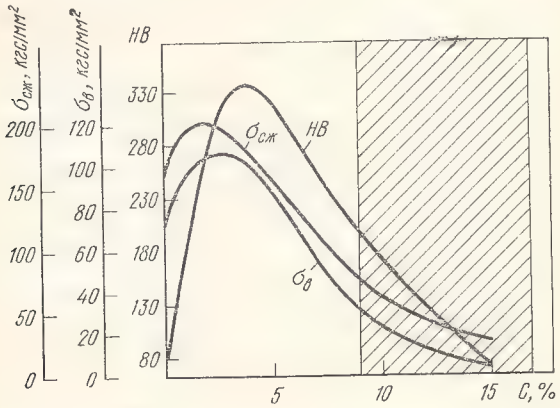


Рис. 48. Влияние содержания графита в шихте на механические свойства материала, полученного методом ДГП (1050°С, 15 мин, 25 кгс·м/см³)

w=25 кгс·м/см³ при получении пористости ⩽1%. Такой материал сходен с широко применяемым в настоящее время пористым железографитом ЖГр3. Это объясняется тем, что объемы, занимаемые металлической матрицей и смазкой (твердой или жидкой), у них примерно одинаковы и составляют 65—70 и 30—35% соот-

ветственно. В табл. 19 приведены их механические свойства, различие в которых объясняется различием в микро- (у материала ЖГр3 — пластинчатый перлит с 10—20% феррита) и тонкой структуре материалов.

Механические свойства антифрикционных материалов

Таблица 19

Материал	$\sigma_в$, кгс/мм²	$\sigma_{изг}$, кгс/мм²	$\sigma_{сж}$, кгс/мм²	*НВ*	$a_н$, кгс·м/см²
Fe+3%C(П≈20%)	8,8	22,7	58,0	57,4	0,33
Fe+10%C(П≈1%)	21,6	45,4	62,4	176,0	0,50

Из результатов сравнения антифрикционных свойств этих материалов видно, что коэффициент трения для материала ЖГр10, работающего без смазки, до нагрузки 50 кгс/см² ниже, чем для ЖГр3.

Дальнейшее увеличение давлений для обоих материалов сопровождается схватыванием. В случае применения разовой смазки солидолом предельная грузоподъемность беспористого железографита увеличивается более чем в пять раз и становится значительно большей, чем для ЖГр3. Коэффициент трения при этом также несколько меньше, прирабатываемость примерно одинакова, а износ примерно в полтора-два раза меньше, чем у ЖГр3.

Таким образом, полученный методом ДГП антифрикционный материал может быть рекомендован для работы при нагрузках до 50 кгс/см² в узлах трения, где применение жидкостной смазки исключено, обеспечивая некоторое повышение антифрикционных свойств. Значительное повышение несущей способности в случае применения разовой смазки солидолом (до 250—300 кгс/см²) объясняется в первую очередь тем, что солидол с графитом образует очень прочную смазочную пленку, а поры, образовавшиеся при выкрашивании графита, служат резервуарами для консистентной смазки.

Легирование материала ЖГр10 молибденом (2%) и кремнием (1%) позволило уменьшить количество структурно свободного цементита до 3%, механические свойства при этом возросли на 10—25%. С целью выравнивания механических свойств изделий и некоторо-

го увеличения пластичности материала можно использовать рекристаллизационный отжиг (650°С, 1 ч).

Рекристаллизационный отжиг практически не влияет на коэффициент трения, однако несущая способность и износостойкость материала при этом повышаются (рис. 49). Повышение температуры отжига (800°С) приводит к снижению механических свойств. В случае рекристаллизационного отжига это связано, по-видимому, со снятием внутренних напряжений и выравниванием структуры, а в случае неполного отжига с разупрочнением матрицы. У легированного материала (кривая *2*) повышены коэффициент трения, предельная грузоподъемность (на 20—40%) и износостойкость.

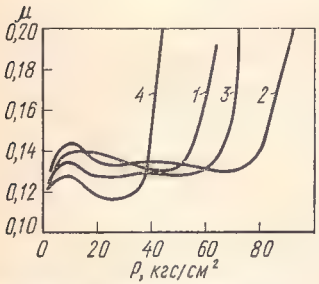


Рис. 49. Влияние отжига и легирования беспористого железографита на коэффициент трения (μ) при работе без смазки: *1* — Fe+10%C, после ДГП; *2* — Fe+10%C+2%Mo+1%Si, после ДГП; *3* — Fe+10%C, ДГП+отжиг при 650°С, 1 ч; *4* — ДГП+отжиг при 800°С, 1 ч

До настоящего времени проведено крайне мало исследований по получению беспористых антифрикционных материалов, приготовленных из композиций, содержащих другие твердые смазки (помимо графита).

Вопросам создания материала, обладающего хорошей коррозионной стойкостью и удовлетворительными антифрикционными свойствами, посвящена работа [48]. Первую часть задачи решали на основе использования порошка нержавеющей стали ПХ28Н18 средней зернистости, вторую — на основе использования дисульфида молибдена МВЧП. С целью учета возможности протекания реакций в системе Me—MoS_2 исследовали два варианта технологии: спекание заготовок (10—50% MoS_2) в очищенном аргоне с точкой росы —55°С при 1170°С в течение 1,5 ч и ДГП с нагревом заготовок в течение 30 мин (остальные условия те же).

В спеченных образцах не обнаружили присутствия дисульфида молибдена: вследствие высокой остаточной пористости ($\geqslant$10%) их механические свойства были низкими. Метод ДГП позволил получить практически беспористые образцы, обладающие высокой твердостью. Их микроструктура при всех содержаниях MoS_2

оказалась однотипной, в ней были обнаружены: аустенит, MoS_2, Mo_2C, FeCrMo. Дисульфид молибдена, присутствующий в структуре данного материала, резко отличается по микротвердости от природного.

Авторами работы [49] были исследованы антифрикционные свойства пористых и беспористых (экструдированных) материалов из различных композиций. Полученные результаты свидетельствуют о возможности использования беспористых экструдированных материалов в условиях сухого трения при низких и средних нагрузках. В условиях работы со смазкой механические свойства пористых и беспористых материалов примерно одинаковы. Материалы имеют удовлетворительные прирабатываемость и обрабатываемость.

Таким образом, уже накоплены экспериментальные данные, свидетельствующие о возможности получения методом ДГП материалов и изделий антифрикционного назначения. Эти возможности будут существенно расширены в результате использования новых композиций, усиления влияния эффекта термомеханической обработки в целях упрочнения материала матрицы и т. д.

3. ПОСТОЯННЫЕ МАГНИТЫ

Выбор вариантов технологии и их параметров

Производство спеченных магнитов имеет ряд преимуществ по сравнению с производством литых магнитов: сокращаются отходы сплава, обеспечиваются более однородные свойства магнитов при повышенной прочности, уменьшается объем механической обработки, при наличии соответствующего оборудования увеличивается производительность. Однако спеченные магниты имеют и недостатки. Это прежде всего меньшее на 15—20% значение остаточной индукции и максимальной магнитной энергии, высокая стоимость исходных порошков и невозможность изготовления магнитов сложной конфигурации.

Основной причиной снижения магнитных свойств спеченных магнитов является их пористость. При пористости $\leqslant$8—10% магнитные свойства снижаются главным образом вследствие уменьшения объема ферромагнетика. При более высокой пористости дополнительное снижение магнитных свойств можно объяснить возрастающим воздействием размагничивающего фак-

тора. На рис. 50 показано влияние пористости на магнитные свойства спеченных магнитов без допрессовки [50] и после нее (наши данные). Прямолинейный характер зависимостей свидетельствует о неизменной природе влияния пористости в изученном интервале, не

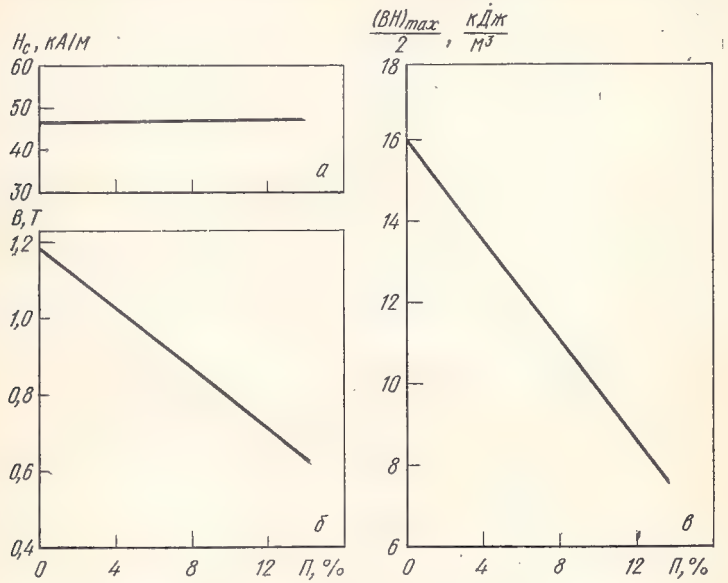


Рис. 50. Зависимость магнитных свойств спеченных магнитов из сплава ЮНДК24 без допрессовки и после нее от пористости:
а — коэрцитивная сила; *б* — магнитная индукция; *в* — максимальная магнитная энергия

зависящей от способа получения магнитов, на магнитные свойства. Очевидно, что главную роль здесь играет уменьшение объема ферромагнетика.

Свойства спеченных магнитов в значительной мере зависят также от чистоты исходных порошков [51]. Неметаллические включения уменьшают объем ферромагнитной фазы и нарушают сплошность ферромагнетика. Для повышения магнитных свойств спеченных постоянных магнитов на основе Fe—Ni—Al предложен способ, который состоит в прессовании, спекании и последующей ковке нагретых до 1200—1350°С магнитов в свободном состоянии или в закрытых штампах [52]. Однако попытка получить магниты из наиболее распространенного магнитного сплава ЮНДК24 методом ДГП

в закрытых неподогретых матрицах привела к появлению трещин. На цилиндрических магнитах трещины были обнаружены на торцовых поверхностях, а на призматических—в плоскости поперечного сечения. Поверхность трещин была окислена. Появление трещин можно объяснить наличием термических напряжений, низкими пластическими свойствами и небольшой теплопроводностью сплава. На основе анализа этих причин были предложены два варианта технологии.

1. Горячая допрессовка спеченных магнитов в нагретых штампах. Трещинообразование предотвращается за счет снижения термических напряжений, для чего температура нагрева штампа должна быть достаточно высокой.

2. ДГП холоднопрессованных кратковременно нагретых заготовок с последующим гомогенизирующим отжигом. В процессе ускоренного охлаждения в неподогретом штампе трещины не образуются вследствие повышенной пластичности негомогенизированного сплава.

В обоих случаях заключительной операцией процесса была термомагнитная обработка по принятым для литых сплавов режимам. Шихту, соответствующую химическому составу сплава ЮНДК24 (49% Fe; 15% Ni; 8% Al; 24% Co; 3% Cu; 1% Ti), приготавливали из железного порошка вихревого помола, отожженного в водороде при 700—750°С, никелевого, медного и кобальтового электролитических порошков, а также ферроалюминия и ферротитана (табл. 20). Кроме опытных образцов, были получены также магниты промышленных партий различных типоразмеров. Холодное прессо-

Таблица 20

Химический состав порошков, использованных для получения постоянных магнитов, %

Порошок	Fe	Ni	Al	Co	Cu	Ti	C	S
Fe	98,9	—	—	—	—	—	0,06	0,07
Co	0,2	0,4	—	99,2	0,05	—	0,02	0,08
Ni	0,2	99,5	—	0,5	0,08	—	0,02	0,03
Cu	0,02	—	—	—	99,5	—	—	—
FeAl	50	—	50	—	—	—	—	—
FeTi	72,27	—	4,07	—	—	20,16	—	3,5

вание производили при оптимальном давлении 10 тс/см^2.

Горячей допрессовке при 1200°С подвергали предварительно спеченные магниты (1280°С, 3 ч, $\gamma = 6{,}4 \div 6{,}9$ г/см^3), причем было установлено, что трещины не образуются при нагреве матрицы до 450—580°С (матрицы изготавливали из стали Р18). Максимальная плотность (7,14—7,16 г/см^3) была достигнута при $w = 20 \div 25$ кгс·м/см^3. Термомагнитную обработку производили по следующему режиму.

1. Медленный подогрев до 800—850°С с выдержкой 30—40 мин в зависимости от массы магнита.

2. Окончательный высокотемпературный нагрев до 1280°С с большой скоростью, выдержка 30 мин.

3. Охлаждение в магнитном поле с напряженностью не менее 250 кА/м.

4. Отпуск (600°С, 2 ч; 550°С, 4 ч).

После термомагнитной обработки магниты имели: $H_c = 44 \div 48$ кА/м, $B = 1{,}13 \div 1{,}18$ Вб/м^2 и $\frac{(B \times H_c)_{\text{мак}}}{2} =$ $= 14000—16000$ Дж/м^3. Таким образом, увеличение плотности спеченных магнитов привело к увеличению остаточной индукции и максимальной магнитной энергии на 12—15%, что довольно близко к соответствующим значениям характеристик литых магнитов.

Результаты исследований, проведенных с целью определения оптимальных параметров второго варианта технологии, позволили установить следующее. С увеличением затрачиваемой работы уплотнения с 15 до 35 кгс·м/см^3 плотность возрастала с 6,75 до 7,15 г/см^3, и в дальнейшем она остается неизменной. Плотность исходных заготовок, полученных при давлении холодного прессования 5, 8, 10, 12 тс/см^2, сказывается, на плотности изделий после ДГП при $w < 30$ кгс·м/см^3, а при больших значениях работы уплотнения ее влияние практически отсутствует. Оптимальное значение работы уплотнения составило 30—35 кгс·м/см^3.

Для определения оптимальных значений температуры и времени нагрева были исследованы интервалы 1150—1300°С и 1—35 мин при $w = 30 \div 35$ кгс·м/см^3. Ниже 1170°С не достигалось максимальное уплотнение, а при 1200 и 1300°С плотность составила 7,15 и 7,16 г/см^3 соответственно. Такое резкое повышение плотности при температуре 1200°С, которую можно считать оптимальной, объясняется появлением жидкой

фазы Fe—Al ($t_{пл}$=1170°С). Указанная величина плотности (7,15 г/см^3) получена нами при выдержке перед ДГП, равной 2 мин (для магнитов массой 20 г). При дальнейшем увеличении времени нагрева наблюдается незначительное снижение плотности. Начиная с 30 мин, на заготовках после ДГП появились трещины, что объясняется исчезновением пластичных составляющих и образованием твердых растворов с повышенной хрупкостью. Это подтверждается увеличением микротвердости, которая возросла со 150 до 430 кгс/мм^2, при увеличении времени с 1 до 35 мин.

Соотношение размеров заготовок также влияет на их плотность после ДГП. Наибольшая плотность (7,15 г/см^3) наблюдается у заготовок с $h_к/d$=0,4—0,6 (w=30÷35 кгс·м/см^3; τ=2 мин; t=1200°С). При $h_к/d$=0,25 плотность уменьшалась до 6,9 г/см^3 в результате влияния неравномерного распределения плотности. При $h_к/d$=1 она также уменьшалась (7,03 г/см^3) вследствие увеличения потерь на трение о стенки пресс-формы. Таким образом, оптимальный режим получения негомогенизированных заготовок следующий: p=10 тс/см^2; t=1200°С; τ=1 мин на каждые 5 мм поперечного сечения; w=30—35 кгс·м/см^3; $h_к/d$=0,4—0,6.

Гомогенизацию заготовок проводили в различных средах: техническом и очищенном водороде, аргоне, диссоциированном аммиаке, а также в высокотемпературной вакуумной печи ТВВ-4 с вольфрамовыми нагревателями. В последнем случае заготовки помещали в алундовый тигель и засыпали алундовой крошкой. Остаточное давление составляло 10^{-3}—10^{-5} мм рт. ст. Охлаждение осуществляли с печью в вакууме до 50—100°С. Во всех других случаях заготовки помещали в лодочки из нержавеющей стали.

Выбор оптимального режима диффузионного отжига заготовок производили путем оценки степени гомогенизации на основе данных фрактографического анализа, резисто- и дилатометрических исследований, а также измерения свойств после термомагнитной обработки. Увеличение степени гомогенности сплава наблюдалось при увеличении выдержки с 0,5 до 3 ч (1280°С) и температуры отжига с 960 до 1280°С (3 ч). Это подтверждается результатами определения электросопротивления (ρ) при комнатной температуре. Для образ-

цов после ДГП без гомогенизации $\rho = 0{,}65$ Ом·м²/м. После гомогенизации (1280°С) в течение 0,5; 1 и 3 ч электросопротивление уменьшилось до 0,48; 0,42 и 0,32 Ом·м²/м соответственно и затем оставалось постоянным, что свидетельствует об окончании процесса образования однофазного твердого раствора в процессе гомогенизации.

Фрактографический анализ образцов показал, что с увеличением времени гомогенизации с 0,5 до 3 ч коэф-

Таблица 21

Влияние времени гомогенизации на магнитные свойства сплавов*

Время, ч	B, Вб/м²	H_c, кА/м	$\frac{(B \times H_c)_{max}}{2}$, Дж/м³
0,5	0,77—0,80	33—34	7 800
	0,73—0,82	33—35	7 280
1,0	0,82—0,87	35—36	9 400
	0,81—0,86	34—36	9 600
1,5	0,85—0,90	36—37	11 000
	0,83—0,94	35—38	11 900
2,0	0,95—0,98	36—43	12 100
	0,93—0,96	37—42	12 400
2,5	0,94—1,12	42—44	13 200
	0,95—1,13	41—44	13 300
3,0	1,13—1,18	44—48	16 000
	1,13—1,18	44—48	16 000

* В числителе — свойства образцов, прошедших гомогенизацию (1280°С) до ДГП; в знаменателе — после.

фициент кристалличности возрастает с 16 до 70% и в дальнейшем не изменяется, что также свидетельствует о завершении этого процесса.

Максимальные магнитные свойства после термомагнитной обработки обеспечиваются при 3 ч выдержке, достигая указанных выше значений для горячедопрессованных спеченных магнитов и приближаясь к соответствующим значениям для литых магнитов. Характер их изменения в зависимости от времени гомогенизации до или после ДГП аналогичен (табл. 21).

Результаты исследования зависимости электросопротивления от температуры для заготовок, полученных методом ДГП (без гомогенизации), показали наличие только критических точек начала образования твердого раствора (~900°С) и точки Кюри для железа (768°С). Точки, присущие литым сплавам, появляются уже для сплавов с временем выдержки 0,5 ч. По мере увеличения выдержки их положение все более приближается к точкам для литого сплава и совпадение их (τ=3 ч) свидетельствует об окончании процесса гомогенизации.

Сплав ЮНДК24 имеет низкие механические свойства, что приводит к возникновению трещин, сколов, вырывов и др. при шлифовании, затрудняет эксплуатацию магнитов. Более высокие механические свойства порошковых магнитов (табл. 22), по-видимому, объясняются их мелкозернистой структурой. Наличие трудновосстановимых окислов (Al и Ti) в порошках служит препятствием для роста зерен в процессе спекания. Магниты после допрессовки имеют ограниченное число пор, которые при нагреве под термомагнитную обработку приобретают округлую форму, и это приводит к дополнительному улучшению свойств.

Таблица 22

Механические свойства постоянных магнитов

Вид сплава	$\sigma_в$, кгс/мм²	$\sigma_{сж}$, кгс/мм²	*HRC*	$a_н$, кгс·см/см²
Литой	8,0—8,4	136—143	47—49	6,2—6,3
Спеченный . .	20,0—22,0	140—145	42—44	6,3—6,7
ДГП, гомогенизация (1280°С, 3 ч)	24,0—25,0	158—168	46—48	11,5—12,0

Еще более высокой оказалась пластичность неплотностью гомогенизированных образцов. С уменьшением времени отжига твердость и пределы прочности снижаются, а ударная вязкость возрастает. Негомогенизированные заготовки можно подвергать обработке резанием, поскольку в сплав входят пластичные структурные составляющие (Fe, Ni, Co). Это позволяет существенно упростить технологию изготовления магнитов сложной конфигурации.

Стойкость порошковых сплавов против действия высокотемпературной коррозии приобретает решающее значение в тех случаях, когда после окончания формования изделий или заготовок их подвергают дополнительной обработке, связанной с нагревом. В качестве материала для исследования были выбраны сплавы для постоянных магнитов, поскольку для них представляет наибольшую опасность окисление, приводящее в существенному снижению магнитных свойств.

В связи с наличием пористости у порошковых постоянных магнитов процессы окисления могут протекать более интенсивно, чем у литых магнитов, причем при различных вариантах технологии наблюдается различная пористость как по количеству, так и по размеру пор, что, несомненно, сказывается на интенсивности окисления. Влияние оказывают также степень гомогенности сплава, предварительная обработка, среда, в которой производится нагрев, и другие факторы.

Применительно к сплаву ЮНДК24 были проведены исследования окисляемости заготовок холодного и горячего прессования без гомогенизации и после нее, что охватывает все возможные случаи окисления, встречающиеся на практике. Кроме того, были использованы специальные защитные засыпки из смеси железоалюминиевой лигатуры с двуокисью титана или отходы абразивной обработки литых постоянных магнитов.

Результаты окисления холоднопрессованных заготовок, определенные весовым методом, показывают, что оно протекает почти по линейной зависимости. Использование очищенного водорода и засыпки в отличие от диссоциированного аммиака позволяет уменьшить скороть окисления почти в пять раз.

Окисление заготовок после ДГП протекает по параболическому закону при использовании аммиака и аргона и в начальный период (до 0,5 ч) при использовании водорода. При дальнейшем увеличении времени нагрева в водороде окисления практически не происходит.

Заготовки, полученные методом ДГП, окисляются значительно медленнее холоднопрессованных, что объясняется различием в величине и характере их пористости. Если первые окисляются только с поверхности, и возникшая пленка окислов оказывает защитное действие при увеличении продолжительности нагрева, то для последних характерно дополнительное внутреннее окисление, а защитное действие пленок окислов практически отсутствует. Поэтому гомогенизацию заготовок после ДГП можно проводить в более дешевой среде.

При исследовании окисляемости во время гомогенизации в вакууме (10^{-3}—10^{-5} мм рт. ст.) установили потерю массы, вызванную улетучиванием некоторых компонентов сплава (Al, Cu) и адсорбированных газов. При этом можно ожидать, что следы поверхностных окислов поглощаются металлом в результате диффузии в него кислорода [53].

Была исследована также кинетика окисления магнитов при термомагнитной обработке. Перед окислением одну партию магнитов шлифовали, другую не подвергали предварительной обработке. Закон окисления близок к линейному, скорость окисления шлифованных магнитов несколько меньше вследствие меньшей величины фактической площади поверхности. Влияние наклепа здесь не учитыва-

ли, при его отсутствии разница в окисляемости была бы более ощутимой, так как увеличение дефектности несколько повышает окисляемость исследованных магнитов. Влияние шероховатости резче сказывается при низких температурах, когда образуются сравнительно тонкие окисные пленки. При некоторой степени окисления это явление перестает сказываться, так как шероховатости сглаживаются.

Результаты исследования влияния степени гомогенности сплава на окисляемость, проведенного при различных температурах на образцах до и после ДГП, позволили установить, что с ее увеличением окисляемость сплава уменьшается. Полученные данные соответствуют тому положению, что растворимость кислорода в железе тем больше, чем меньше в нем содержание примесей. Однако нужно учитывать, что в сплаве содержатся элементы, способные растворять кислород в значительных количествах (титан). Комплексное влияние всех элементов, растворяющихся в железе, подавляет такое влияние титана и приводит к замедлению процесса окисления. Кроме того, по увеличению массы определяли общее содержание кислорода (растворенного и связанного), а указанное влияние степени гомогенности относится только к растворенному кислороду. Следовательно, гомогенизация приводит к уменьшению потерь сплава и улучшению качества магнитов.

Для защиты от окисления был предложен способ нагрева заготовок под термомагнитную обработку в засыпке из отходов абразивной заточки магнитных сплавов [54]. Анализ отходов, скапливающихся в циклоне, показал, что они состоят из металлической части (до 30% магнитные сплавы) и неметаллической — продукты разрушения абразивных кругов (до 60% Al_2O_3 и до 4% углеродсодержащая связка). С целью отделения углеродсодержащего продукта отходы предварительно сепарировали в электромагнитном сепараторе с движущимся магнитным полем. Полученный концентрат, состоящий из 97% порошковой металлической части (до 0,5%С), также использовался в качестве защитной засыпки. Заготовки магнитов укладывали в жаростойкую ванночку и равномерно засыпали отходами. Затем ванночку загружали в печь с температурой 1280°С и выдерживали в течение 30 мин, охлаждение производили в термомагнитной установке до определенной температуры.

После охлаждения магниты легко освобождались от защитной засыпки. Окисления практически не наблюдалось, однако при микроструктурном исследовании в поверхностном слое была обнаружена γ-фаза, являющаяся следствием науглероживания магнитов углеродсодержащей составляющей засыпки. Этот слой имел незначительную толщину при использовании концентрата отходов, при последующей механической обработке он легко удалялся, и магнитные свойства практически не ухудшались.

Защита от окисления обеспечивается благодаря тому, что при нагреве доступ кислорода значительно уменьшается, часть его адсорбируется развитой активной поверхностью металлических частиц. Кроме этого, образуется защитно-восстановительная среда за счет частичного разложения связующих материалов остатков абразивных кругов.

Применение неметаллической части отходов в качестве засыпки без предварительного обезуглероживания привело к интенсивному образованию γ-фазы. Применение концентрата отходов, обезуглероженного при 420°С, привело к незначительному окислению поверхности.

Таким образом, регулируя количество углерода в засыпке, можно изменять степень науглероживания поверхности и продолжительность защитного действия засыпки, при необходимости создавая контролируемую по глубине γ-фазу для улучшения обрабатываемости магнитного сплава [55].

Микроструктурный анализ окисных пленок на магнитах, полученных методом ДГП, показал наличие двух слоев с различной структурой. Наружный слой состоит из крупных кристаллов правильной геометрической огранки, вытянутых в направлении, перпендикулярном поверхности, причем их размеры увеличиваются с ростом температуры и продолжительности окисления. Одновременно возрастают и напряжения в связи с различием удельных объемов окислов и металла, что приводит к отслаиванию окалины.

Внутренний слой компактнее наружного. Он образован равноосными зернами и прочно связан с металлом подложки. При фазовом анализе, проведенном рентгенографическим методом, обнаружены α-Al_2O_3, Fe_3O_4 и некоторое количество сложных окислов со шпинельной структурой $FeAl_2O_4$ (1280°С, 30 мин). С увеличением времени нагрева до 3 ч количество Fe_3O_4 возрастает, а количество остальных окислов уменьшается. Аналогичный качественный состав имеет и окалина наружного слоя, однако количество Fe_3O_4 в нем еще большее.

Сравнивая фазовый состав окалины, образующейся на спеченных магнитах и на магнитах, полученных методом ДГП при нагреве до 1280°С в течение одного и того же времени, можно сделать вывод, что наблюдаемые отличия вызваны особенностями диффузионных процессов в пористых и компактных материалах. В пористых материалах условия встречной диффузии атомов металла (наружу) и кислорода (внутрь) облегчены. С увеличением продолжительности нагрева сплав все в большей степени обедняется железом и особенно алюминием, имеющим наибольшую теплоту образования окислов. При селективном окислении поверхностный слой обедняется в первую очередь железом и алюминием и обогащается никелем, т. е. образуется поверхностный слой, по составу близкий к магнитномягким сплавам на никелевой основе. Магнитные свойства в результате этого снижаются, так как уменьшается эффективное сечение магнита.

Поскольку скорость окисления магнитов, полученных методом ДГП, ниже по сравнению со спеченными, а условия встречной диффузии и селективного окисления компонентов сплава затруднены, снижение их свойств проявляется в меньшей мере, но может в зависимости от режима обработки составлять значительную величину. Достаточно высокие магнитные свойства имеют магниты, подвергнутые сравнительно кратковременному нагреву под термомагнитную обработку (30 мин).

4. МАГНИТНОМЯГКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Использование методов порошковой металлургии для получения магнитномягких материалов и изделий из них целесообразно благодаря возможности получения более чистых и более точных по составу магнитных сплавов, а также по экономическим соображениям.

Так как процесс намагничивания и перемагничивания идет в основном за счет смещения междоменных границ, подвижность которых определяется прежде всего структурным совершенством материала, то магнитномягкие материалы должны обладать минимальным содержанием различного рода включений и выделений, а также возможно меньшей пористостью. Они должны быть крупнозернистыми, и в отличие от материалов других классов эффект термомеханического упрочнения здесь не желателен. Оптимальным для них является III вариант технологического процесса, включающий длительный отжиг после ДГП.

Результаты проведенных экспериментов показали, что выбор схемы и параметров технологии ДГП должен определяться составом исходного железного порошка. Так, на магнитные свойства железа, получаемого из чистых порошков с содержанием свободного железа более 98,5—99% и углерода менее 0,02—0,04%, в большой степени влияет режим отжига после ДГП. А на свойства материала, изготовленного из порошка с большим содержанием примесей, кроме этого, влияет и режим нагрева перед ДГП, а также исходная пористость заготовок, поскольку при этом возможно уменьшение их содержания.

Для улучшения прессуемости и понижения содержания окислов и углерода порошки железа перед применением отжигали. Режим отжига и химический состав порошков до и после отжига приведены в табл. 23.

Таблица 23

Состав порошков, применяемых для изготовления магнитномягких материалов, %

№ п. п.	Марка, метод получения	Режим отжига	$Fe_{об\,щ}$	$Fe_{своб}$	C
1	ПЖО, Новотульского завода	В состоянии поставки	98,78	95,77	0,07
2	То же	700°С, 4 ч	99,80	98,80	0,03
3	ПЖ1М, Сулинского завода	В состоянии поставки	98,50	94,12	0,09
4	То же	720°С, 4 ч	99,10	97,72	0,05
5	Порошок вихревого помола	В состоянии поставки	98,92	97,90	0,05
6	То же	700°С, 2 ч	99,35	99,00	0,03
7	Электролитический порошок	То же	99,73	99,12	0,02

Образцы для измерения магнитной проницаемости (μ) и индукции (B) имеют кольцевую форму (35×25×6 мм), для измерения коэрцитивной силы (H_c) призматическую (55×10×5 мм) и для измерения удельного электросопротивления (ρ) — призматическую (100×3×3 мм). Их изготавливали из чистых порошков железа (табл. 23, № 2, 6, 7) по режиму: нагрев пористых заготовок (23—27%) в течение 5—7 мин при 1100°С, уплотнение при $w=20$ кгс·м/см³ и отжиг в течение 15 мин — 5 ч при 800—1300°С. Нагрев производили в осушенном водороде.

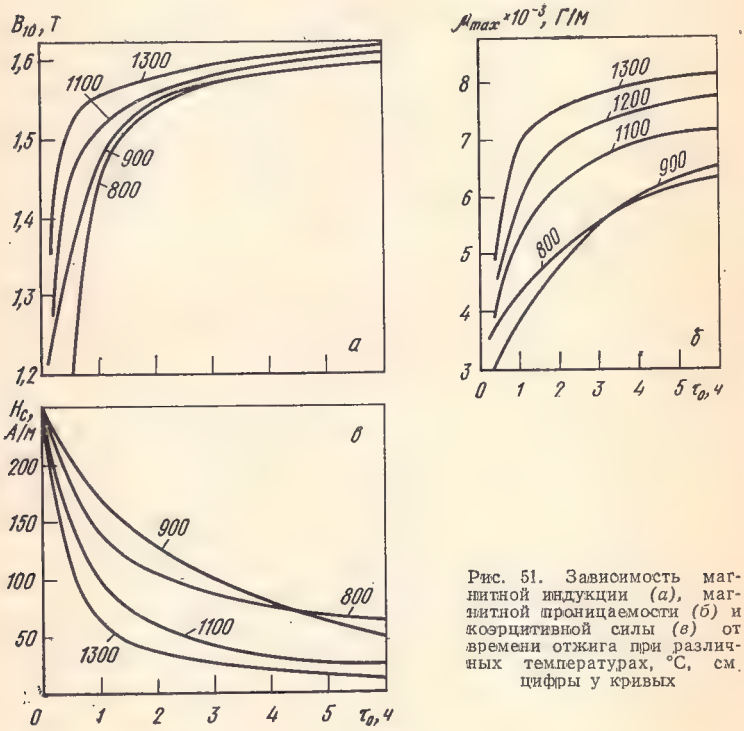


Рис. 51. Зависимость магнитной индукции *(а)*, магнитной проницаемости *(б)* и коэрцитивной силы *(в)* от времени отжига при различных температурах, °С, см. цифры у кривых

После отжига магнитные свойства железа значительно повышаются. Интенсивность роста свойств определяется температурой и временем отжига. Например, отжиг при 800°С после 2—3 ч приводит к незначительному росту магнитной проницаемости и индукции и к понижению коэрцитивной силы, тогда как при 1300°С

после 2 ч это изменение весьма существенно (рис. 51). Количественный микроструктурный анализ показал, что в ходе рекристаллизации кривая распределения зерен по размерам с увеличением времени отжига до определенного его значения смещается в сторону больших размеров. При дальнейшей выдержке структура менялась мало. Это свидетельствует о том, что при достижении определенного значения размера зерна, характерного для данной температуры, рост его прекращается. Структурно чувствительные магнитные характеристики (B, H_c, $\mu_{макс}$) несколько повышаются, что объясняется рафинированием материала по углероду и другим вредным примесям, а также довосстановлением окислов железа. Поэтому для достижения высокой магнитной проницаемости порошкового железа целесообразно производить длительный отжиг при температуре 1300°С.

Однако магнитные свойства железа из порошков с большим содержанием окислов, включений и углерода оставались низкими даже при длительном отжиге при высоких температурах. Так магнитная проницаемость образцов из Сулинского порошка ПЖ1М, полученных по выше приведенному режиму с последующим отжигом (1 ч, 1200°С), не превышала $2{,}5\times10^{-3}$ Г/м. С повышением исходной пористости заготовок улучшаются условия вентиляции пор водородом, процесс довосстановления окислов железа и рафинирование по углероду протекают полнее и интенсивнее. Влияние режима нагрева пористых (27—30%) прессовок из порошка ПЖ1М перед процессом ДГП исследовали при увеличении времени выдержки с 5 до 60 мин и температуры с 1000 до 1200°С. С увеличением времени выдержки с 7 до 40 мин при 1100°С коэрцитивная сила понизилась с 120 до 80 А/м, магнитная проницаемость повысилась с $2{,}0\times10^{-3}$ до $3{,}5\times10^{-3}$ Г/м, индукция возросла с 1,25 до 1,4 Т. Аналогично улучшились эти характеристики и в случае нагрева образцов при 1200°С (до 25 мин) и при 1000°С (до 1 ч). Сравнивая эти значения со значениями свойств материала из чистых порошков при одинаковом режиме их изготовления, можно установить, что даже предварительный длительный нагрев пористых прессовок и обеспечение стопроцентной плотности материала после ДГП не позволило существенно улучшить его свойства.

Статические магнитные характеристики зависят не только от режима отжига порошка и нагрева заготовок перед ДГП, но и от размера частиц, структуры и состава порошков. С увеличением размера частиц от 0,017 до 0,45 мм у образцов из чистых порошков вихревого помола магнитная проницаемость повысилась с $5{,}2\times10^{-3}$ до $6{,}2\times10^{-3}$ Г/м, а коэрцитивная сила понизилась. Несколько иной характер изменения свойств у материалов из порошков, полученных восстановлением (порошки Сулинского завода ПЖ10М, ПЖ2С, ПЖ2К и ПЖ1М). С увеличением размера частиц магнитная проницаемость вначале растет, а при превышении 200 мкм она понижается. Магнитная индукция изменяется незначительно. Причиной такого различия в свойствах являются характер и расположение неферромагнитных включений. В крупных порошках они расположены в большей степени внутри частиц и на поверхности, а в мелких в основном на поверхности. Кратковременный нагрев перед ДГП не обеспечивает достаточно полного довосстановления окислов, особенно внутричастичных, и свойства понижаются. В обоих случаях образцы после ДГП отжигали при 800°С в течение 2,5 ч. После отжига при 1200°С в течение 2,5 ч приведенный выше характер изменения свойств менее выражен.

Для изучения влияния исходной пористости были изготовлены прессовки пористостью 8—40% из дополнительно довосстановленного порошка ПЖ2С и порошка вихревого помола с размером частиц 160—250 мкм. Заготовки перед ДГП нагревали 10 мин при 1100°С и уплотняли ($w=23$ кгс·м/см^3), а после этого отжигали при 800°С в течение 2 ч.

С уменьшением пористости заготовок до 12—15% магнитная проницаемость и индукция несколько понизились, коэрцитивная сила повысилась (рис. 52,*а, б*). Однако при пористости прессовок ниже 8—12% свойства железа улучшались. Такое изменение свойств было более значительно у образцов из порошка вихревого помола. Причиной, как показал микроструктурный анализ, является резкое увеличение размера зерна образцов после ДГП и отжига при 850°С. У образцов из порошка ПЖ2С структура отличается большим содержанием внутризеренных включений, что приводит к ухудшению свойств.

Таким образом, в зависимости от марки исходных порошков, их химического и гранулометрического состава, примененного варианта режима ДГП и последующего рекристаллизационного отжига статические магнитные характеристики порошкового железа, полученного методом ДГП, в среднем на 10—30% выше по сравнению со спеченными материалами (табл. 24) и практически удовлетворяют требованиям к низкоуглеродистой электротехнической стали ГОСТ 11036—64.

Динамические характеристики порошкового железа, полученного методом ДГП, значительно хуже статических. Вследствие этого нелегированное железо практически не применяется в магнитных системах, работающих в переменном поле. Для повышения динамических характеристик, электросопротивления и понижения удельных потерь железо легируют фосфором и кремнием.

Присадка фосфора (0,8—1,0%) к железу позволила повысить удельное электросопротивление сплава более чем в два раза и несколько понизить удельные потери, однако статические характеристики при этом даже незначительно понизились. У спеченного сплава улучшились все свойства, так как фосфор интенсифицирует процесс спекания. Образцы получали методом ДГП (нагрев 10 мин при 1100°С; работа уплотнения 25 кгс × ×м/см³; отжиг при 1100°С в течение 2 ч) и спеканием (давление 10 тс/см³; температура 1100°С; время 2 ч).

Электросопротивление железокремниевого сплава с увеличением содержания кремния до 6,5% интенсивно

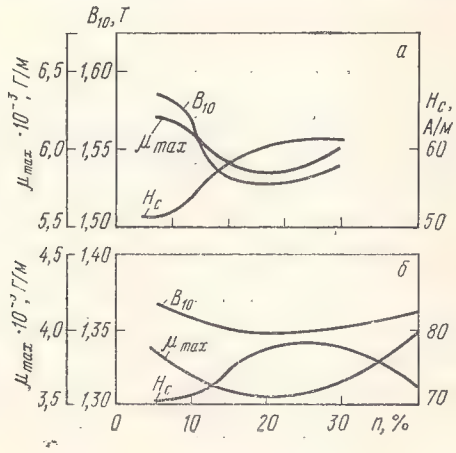


Рис. 52. Влияние исходной пористости на магнитные свойства образцов из порошка вихревого помола (*а*) и ПЖ2С (*б*)

растет и практически мало зависит от состава вводимой в шихту лигатуры (рис. 53), тогда как максимальная магнитная проницаемость и полные удельные потери значительно меняются. Если магнитные потери сплава с 4% Si, определенные при индукции 0,75 Т, частоте тока 50 Гц, при использовании лигатуры 75%-ного ферросилиция составляют 8,3 Вт/кг, то с введением 20%-ного ферросилиция потери понизились до 6,3 Вт/кг, а магнитная проницаемость возросла с $3{,}5\times10^{-3}$ до $4{,}4\times10^{-3}$ Г/м. Причиной такого понижения свойств является увеличение содержания неметаллических включений (в основном силицидов) в сплаве с повышением концентрации кремния в лигатуре.

Наилучшим сочетанием магнитных свойств обладают сплавы с использованием лигатуры, содержащей 6,7% Si. Однако шихта с содержанием кремния более 2% обладает плохой прессуемостью. Поэтому целесообразно использовать 20%-ный ферросилиций, при этом содержание пластичной составляющей (железо) в шихте возрастает.

Таблица 24

Свойства магнитномягких материалов

Режим получения	$\mu\times10^{-3}$, г/м	Магнитная индукция		H_c, А/м	γ, г/см³	Источники
		B_{10}	B_{25}			
Двукратное прессование и спекание	2,97	1,345	1,5	154	7,51	[56]
Прессование и спекание в водороде	2,76	—	—	144	7,05	[57]
Двукратное прессование и спекание в водороде	4,15	1,31	—	104	7,49	[58]
Свободное обжатие спеченной прессовки и отжиг при 800°С, 3 ч	4,4	1,65		144	7,55	[59]
Прессование (10 т/см²) и спекание в водороде (1150°С, 3 ч)	2,64	1,05	1,21	204	6,69	Данные автора
ДГП (1100°С, 7 мин, 20 кгс×м/см³), отжиг (1100°С, 2 ч)	6,04	1,57	1,64	53	7,77	То же
Низкоуглеродистое железо, катаное, отжиг после механической обработки при 1100°С, 2 ч	6,54	1,54	1,63	47	7,78	» »

С увеличением температуры и времени гомогенизирующего нагрева перед ДГП заготовок из железокремниевой шихты различие в свойствах образцов, полученных с использованием разных лигатур, выражено в меньшей степени, особенно при высокотемпературном

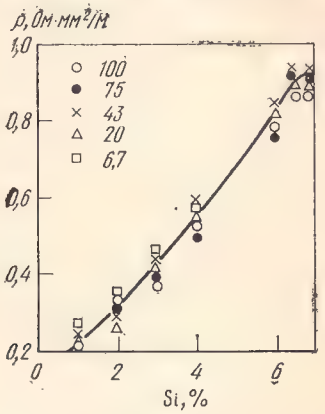


Рис. 53. Зависимость электросопротивления сплава от содержания в нем кремния и использованной лигатуры. Цифры у значков — содержание кремния, %

нагреве в глубоком вакууме. Но при гомогенизирующем нагреве образцов в водороде перед ДГП с использованием одновременно защитных засыпок (Al_2O_3 и сплава Fe—Si) магнитные свойства железокремниевого сплава (4%) несколько хуже, чем при нагреве в вакууме.

Таким образом, если целесообразность получения методом ДГП магнитномягких материалов из чистых порошков железа и железо-фосфорных композиций совершенно очевидна, то для железокремниевых сплавов необходимо проведение дальнейших исследований в направлении использования более чистых порошков и поиска эффективных путей их очистки от вредных примесей и включений.

5. ИЗНОСОСТОЙКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Долговечность и эксплуатационная надежность многих машин определяются износостойкостью наиболее нагруженных деталей, которая является характеристикой способности материала сопротивляться изнашиванию в конкретных условиях внешнего воздействия. Поскольку характер этого воздействия может быть различным, принято различать несколько видов износа [60]. Этим и обусловливаются требования, предъявляемые к

структуре и свойствам соответствующих материалов, причем каждому виду износа отвечает отдельный их класс.

Использование в целях создания износостойких материалов метода ДГП целесообразно по следующим соображениям.

1. Методом ДГП, как и другими способами порошковой металлургии, можно получать материалы практически из любых композиций.

2. Возможность варьирования в широких пределах параметрами нагрева перед ДГП обеспечивает требуемую степень гомогенности материала, отвечающую максимальной его износостойкости.

3. Интенсивность термомеханического воздействия на материал приводит к формированию металлической матрицы с более высоким комплексом свойств за счет ликвидации пористости, высокой плотности структурных дефектов и проявления эффекта термомеханической обработки.

В качестве первоочередной была поставлена задача создания легированных порошковых материалов, стойких в условиях ударноконтактного и абразивного износа. Одним из требований здесь была достаточная экономичность, обеспечиваемая за счет использования дешевых и недефицитных легирующих элементов при минимальной степени легирования.

Высокой стойкостью против разрушения в условиях ударно-контактного нагружения обладают материалы, способные упрочняться при пластической деформации. К таким материалам прежде всего относится литая высокомарганцовистая сталь марки Г13Л с содержанием 1—1,4% C и 10—14% Mn, которая при закалке приобретает структуру аустенита, обеспечивающую высокую вязкость и пластичность материала. Под воздействием больших давлений и ударных нагрузок поверхностный слой изготовленных из этой стали деталей наклепывается. При этом значительно возрастают твердость и прочность вследствие появления блочной структуры, в остальном сечении сохраняется исходная пластичность.

Литая сталь Г13 широко используется в промышленности [61], однако ее применение ограничивается тем, что в результате интенсивного наклепа она плохо поддается обработке резанием. Это определяет целесооб-

разность изготовления деталей методами порошковой металлургии.

В работе [5] приведены результаты исследования возможности использования ДГП для получения стали Г13п. Были определены оптимальные параметры процесса (t=1200°С, $\tau=20\div25$ мин, $w=25$ кгс·м/см^3), установлен оптимальный состав стали (1,1—1,4% С, 12—15% Mn), обеспечивающие достаточно высокие механические свойства ($\sigma_в=60\div65$ кгс/мм^2; $\delta=9\div10\%$) и повышенную износостойкость по сравнению со сталью Г13Л, что объясняется мелкозернистостью, ячеистым строением и другими особенностями структуры. В дальнейшем были проведены исследования по получению износостойких материалов второй группы.

Хромистый материал, стойкий в условиях действия абразивного износа

Разрушение поверхностных слоев большого числа изнашиваемых деталей машин связано с воздействием на них твердых частиц, находящихся в различных агрегатных состояниях и в смеси с разными средами [62]. Такие частицы могут заноситься на контактную поверхность трения извне или образовываться в процессе эксплуатации (в виде продуктов износа, закоксовавшейся смазки, окислов). Определяющим для этого вида износа, названного абразивным, является микрорезание в результате царапающего действия абразивных частиц [63].

Естественно, что интенсивность этого процесса, учитывая его многократность, будет зависеть от соотношения между микротвердостью металла ($H_м$) и абразивных частиц ($H_а$), т. е. $K_{тв}=H_м:H_а$. Относительная износостойкость (ε) при $K_{тв}<0{,}6$ является характеристикой прочностных свойств поверхностного слоя при срезе и отрыве, а ее зависимость от твердости прямолинейна ($\varepsilon=bH_м$). Если $K_{тв}>0{,}6$, то относительная износостойкость еще в большей степени зависит от твердости ($\varepsilon=aH_м^в$) и является характеристикой прочности при усталостном разрушении. Одновременно наличие прослойки из абразивных частиц препятствует молекулярному взаимодействию металлов и снижает опасность схватывания.

Исходя из особенностей рассматриваемого процесса

в работах [62, 63] и некоторых других сформулированы следующие основные выводы.

1. Для структурнонеоднородного материала относительная износостойкость равна сумме произведений из относительного объема каждой составляющей на ее относительную износостойкость.

2. Чем тоньше структура, тем выше относительная износостойкость.

3. Пластинчатые структурные составляющие имеют более высокую относительную износостойкость, чем зернистые при одинаковой твердости.

4. Увеличение числа карбидных частиц приводит к росту относительной износостойкости.

5. С увеличением содержания углерода относительная износостойкость мартенсита возрастает; у заэвтектоидной стали, содержащей мартенсит и Fe_3C, относительная износостойкость ε меньше, чем у чисто мартенситной.

6. Наличие в структуре твердых включений (карбиды или бориды хрома, вольфрама, титана, ванадия, ниобия и др.) приводит к значительному повышению относительной износостойкости.

7. Наличие в структуре некоторого количества остаточного аустенита повышает относительную износостойкость, если не сопровождается уменьшением содержания карбидов.

Таким образом, спеченный материал, стойкий при абразивном износе, должен быть беспористым, содержать включения, превышающие по твердости цементит, иметь мартенситную структуру матрицы. Это определило выбор хрома в качестве легирующего элемента, причем учитывалось, что стоимость образования одинакового объема карбидов для хрома значительно ниже, чем для других элементов [64].

Сравнение стоимости выпускаемой в нашей стране хромсодержащей продукции и эффективности ее применения в целях легирования порошковых материалов позволило остановить выбор на углеродистом печном феррохроме. Стоимость феррохрома значительно ниже стоимости карбида Cr_3C_2 и порошка стали Х30. В процессе восстановления металлический хром образует с углеродом гексагональный карбид Cr_7C_3, растворяющий в себе восстанавливающееся железо, в результате чего получающийся сплав соответствует специальному

карбиду $(Cr, Fe)_7C_3$ с химическим составом, приведенным в табл. 25.

Кроме этого, использовали железный порошок марки ПЖ2М2 Запорожского завода и карандашный графит. Сравнительные испытания проводили с использованием порошков орторомбического карбида хрома Cr_3C_2 и стали Х30. Все эти порошки применяли в состоянии поставки.

Порошок феррохрома готовили дроблением в молотковой дробилке и шаровой мельнице до размера частиц менее 250 мкм после

Таблица 25

Состав хромсодержащих материалов, %

Материал	Fe	Cr	C	Si	S	P
Феррохром	23,0—24,0	64,0—68,9	6,3	0,8—1,1	0,05	0,03
Карбид Cr_3C_2	0,85	84,84	11,6	—	—	—
Сталь Х30	72,5	26,48	0,51	—	—	—

двукратной закалки с 1000—1050°С в воду. Выход фракций менее 250 мкм составляет 50—55% от всего количества подвергавшегося размолу сплава.

При приготовлении шихты для предотвращения сегрегации компонентов вводили 2% авиационного бензина. После ДГП заготовки имели размеры 10×10×55 мм. Из них готовили разрывные образцы, образцы для определения ударной вязкости (без надреза) и износостойкости (диаметр 3 мм).

Относительную износостойкость материалов определяли путем сравнения изменения объема исследуемых образцов и эталона при трении об абразивную шкурку под постоянным давлением 10,725 кгс/см² [63]. При этом были приняты: путь трения 15 м, скорость вращения диска диаметром 210 мм со шкуркой с электрокорундовым порошком 60 об/мин, радиальное перемещение образца 1,2 мм за один оборот диска, эталон — отожженная сталь 60Г (микротвердость 195 кгс/мм²), средняя скорость скольжения 21,7 м/мин.

Учитывая, что качество материала определяется в конечном итоге его свойствами, в дальнейшем именно этот показатель учитывали при разработке оптимального состава износостойкого материала и параметров его получения. Начальные опыты провели с шихтой, содержащей 10% (по массе) феррохрома и 0,45% графита, т. е. близкой по составу к указанному в работе [65]. При этом учитывали, что содержание хрома в процессе ДГП практически не изменяется, а содержание углерода уменьшается. Результаты исследования свойств образцов после ДГП при разной температуре (900—1250°С и выдержке (20 и 30 мин) показали наличие максимума относительной износостойкости при 1200°С, причем изменение времени выдержки практически не сказалось на ее величине. Увеличение температуры до 1250°С привело к снижению относительной износостойкости (ε) вследствие практически полного растворения карбидов (K), рис. 54.

Влияние содержания феррохрома исследовали в пределах 6—20% при следующем режиме ДГП: $t=1200°C$, $\tau=30$ мин, $w=25$ кгс·м/см³. Содержание графита при этом составляло 0,8%. Из рис. 55 видно, что максимум предела прочности находится при содержании 8% феррохрома, что связано с образованием мартенситной структуры. При меньшем содержании феррохрома мартенсит не образуется из-за недостаточной легированности матрицы, при большем — увеличивается количество карбидных частиц,

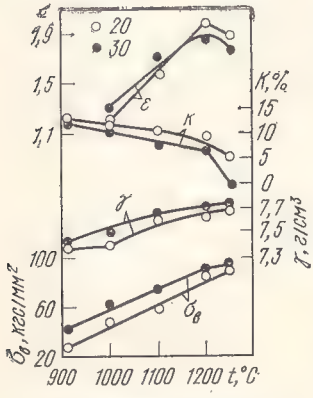


Рис. 54. Зависимость свойств от температуры ДГП для материала, содержащего 10% феррохрома и 0,45% С. Цифры у значков—время, мин

Рис. 55. Влияние содержания феррохрома на свойства материала

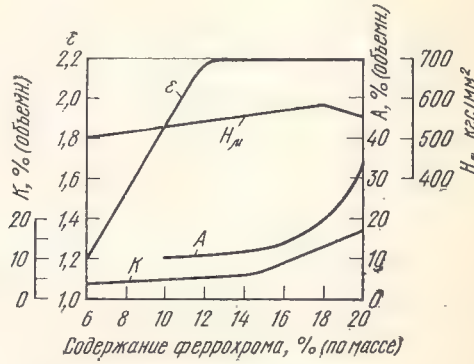


Рис. 56. Влияние содержания феррохрома на фазовый состав и свойства материала:
A — аустенит; *K* — карбид

что также приводит к разупрочнению материала. Кроме того, при этом возрастает количество остаточного аустенита. При содержании более 15% феррохрома диффу-

зионные зоны занимают 80% объема матрицы. Значительное количество остаточного аустенита приводит к снижению предела прочности.

Данные по содержанию включений карбидов, остаточного аустенита, микротвердости и относительной износостойкости в зависимости от содержания феррохрома в шихте приведены на рис. 56. Режим ДГП тот же.

Дальнейшее уточнение состава материала и параметров технологии с целью обеспечения оптимальных свойств материала было проведено с использованием методики многофакторного планирования экспериментов. Определены следующие значения этих факторов [66]: содержание порошка феррохрома 11,2% (по массе); содержание графита 0,6% (по массе); $t=1200°C$; $\tau=20$ мин; $\omega=25—30$ кгс·м/см^3; с учетом обезуглерожива-

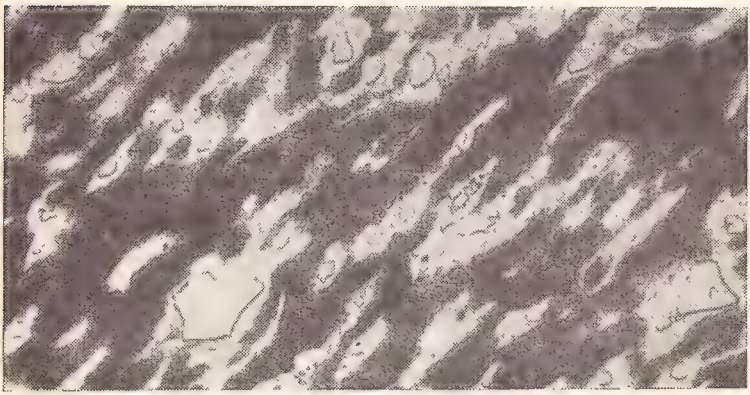


Рис. 57. Микроструктура материала оптимального состава, легированного феррохромом ($t=1200°C$, $\tau=20$ мин)

ния содержание графита было увеличено до 1,0—1,2%. При этом у материала были отмечены следующие значения свойств: $\varepsilon=2{,}5—2{,}8$; $\sigma_в=90—100$ кгс/мм^2, $a_н=1{,}1—1{,}3$ кгс·м/см^2; $\gamma=7{,}55—7{,}70$ г/см^3. Микроструктура (рис. 57) представляет собой мартенситную основу с включениями карбидов, окруженных зонами диффузии хрома. Микротвердость карбидов составляет 1800—2000 кгс/мм^2, мартенсита и зон диффузии—750 кгс/мм^2.

Подробное исследование влияния времени выдержки при 1200°C на свойства материала оптимального состава позволило сделать следующие выводы.

1. При увеличении выдержки до 20 мин увеличивается степень легирования матрицы хромом, ее прочность и микротвердость, обеспечивается мартенситное строение.

2. При большей выдержке появляется остаточный аустенит; его количество резко возрастает при увеличении выдержки сверх 70 мин, приводя к уменьшению предела прочности и микротвердости.

3. По мере гомогенизации уменьшается количество карбидных включений и снижается твердость материала.

В ряде случаев может возникнуть необходимость в дополнительной термообработке полученного материала, например в целях уменьшения количества остаточного аустенита. Температуру нагрева под закалку выбирали из соображений обеспечения минимальной легированности и стабильности аустенита (820—840°С). После закалки в воду относительная износостойкость образцов составила 2,76 при микротвердости матрицы до 890 кгс/мм^2.

В связи с тем, что изделия из износостойкого материала могут подвергаться нагреву (при сварке) исследовали влияние температуры отпуска после ДГП на свойства. Начиная с 300°С, износостойкость снижается, достигая минимума при 700°С, что объясняется появлением в структуре ферритных включений. Однако даже при этом износостойкость материала не ниже, чем у стали 60Г при твердости *HRC* 45—48. Последующая его нормализация приводит к почти полному восстановлению износостойкости.

Результаты сравнения свойств исследуемого материала с материалами, легированными порошками карбида Cr_3C_2 и стали Х30 показали, что самые высокие значения свойств имеет материал, легированный феррохромом. Повышение содержания легирующих добавок (Cr_3C_2 и Х30) ведет к увеличению износостойкости в связи с увеличением количества твердой фазы и доли объема матрицы, легированного хромом. Предел прочности повышается при увеличении содержания стали Х30 и снижается при увеличении содержания карбида Cr_3C_2.

Таким образом, применение в качестве легирующей добавки феррохрома предпочтительнее не только с экономической точки зрения, но и вследствие обеспечения более высокой износостойкости и прочности материала.

Результаты произведенного пересчета значений износостойкости на эталон (баббит) позволили определить место этого материала на диаграмме относительная износостойкость — микротвердость, построенной для сталей и сплавов после закалки и отпуска (рис. 58). Его износостойкость после закалки выше, чем быст-

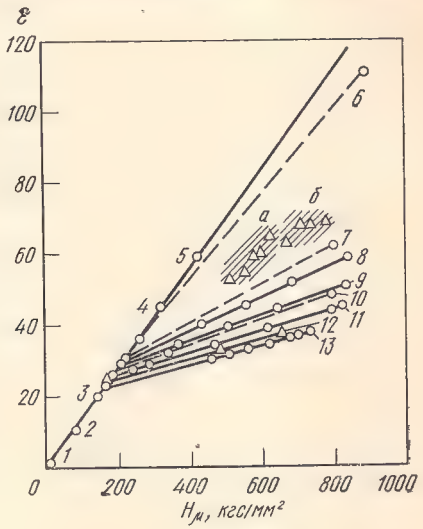


Рис. 58. Положение материала, содержащего 11% феррохрома и 1,1%С, после ДГП *(а)* и после закалки в воду *(б)*, на диаграмме $\varepsilon - H_\mu$ [63]: *1* — Pb; *2* — Cu; *3* — Co; *4* — Be; *5* — W; *6* — твердый сплав; *7* — Р18; *8* — Х12; *9* — У12; *10* — 9ХС; *11* — У8; *12* — 60Г; *13* — сталь 40

рорежущей стали и стали Х12 с микротвердостью 820 кгс/мм², а непосредственно после ДГП износостойкость значительно превосходит таковую для сталей 9ХС и У12.

Высокомарганцовистая сталь, легированная карбидом хрома

Стойкость высокомарганцовистой стали оказывается недостаточной при абразивном износе в процессе эксплуатации. По аналогии с карбидхромовыми материалами на никелевой связке, обладающими высокой износостойкостью в абразивной среде [67], сталь Г13п упрочняли карбидом хрома Cr_3C_2 в количестве 2,5%, 5,0—40,0% через 5% с размерами частиц — 0,040 мм. Кроме этого, готовились образцы из шихты, соответствующей по составу стали Г13п с добавками порошка белого чугуна 5—40%, а также из шихты, близкой по составу стали 30Х10Г10. Призматические образцы име-

ли размеры 10×10×55 мм, давление холодного прессования составляло 5 тс/см². При этом температура нагрева была 1200°С, среда — осушенный водород с присадкой природного газа, выдержка 20 мин, работа уплотнения 25—30 кгс·м/см³.

Формование, начиная с содержания 20% Cr_3C_2, ухудшается, края образцов осыпаются, образуется большое число трещин. Плотность также снижается:

Содержание Cr_3C_2, %	2,5	5	10	15	20
Плотность, г/см³	7,53	7,42	7,27	7,18	6,54

После ДГП образцы из шихты Г13п+Cr_3C_2 подвергали диффузионному отжигу при 1100°С в течение 1 ч с последующей закалкой.

Установлено, что даже небольшие добавки Cr_3C_2 резко снижают ударную вязкость, следовательно, материал с большим содержанием карбидов нельзя использовать в условиях действия ударных нагрузок.

Замеры твердости образцов производили как непосредственно после ДГП, так и после диффузионного отжига с закалкой. При содержании 5—25% Cr_3C_2 она составляет *HRC* 50—60. Дальнейшее увеличение содержания карбидов приводит к понижению твердости, что связано с увеличением пористости. В случае, когда нагрев проводили в среде одного водорода, твердость снижалась вследствие обезуглероживания.

С целью предварительной оценки износостойкости образцов проводили испытание на машине МИ-1. Результаты определения потерь массы образцов показали, что износостойкость зависит в основном от содержания карбида Cr_3C_2. У образцов с белым чугуном износостойкость оказалась намного ниже, чем у образцов с Cr_3C_2. Это служит подтверждением того положения, что абразивная износостойкость зависит в основном от микротвердости и прочности карбидных частиц [68].

С целью уточнения полученных результатов были проведены испытания на трение о закрепленные абразивные частицы. При этом использовали электрокорундовую шкурку ЧЗШ-6 и кремниевую НКФ-6. Эталоном служили образцы стали Ст3

Относительная износостойкость образцов с содержанием 20% Cr_3C_2 (оптимальное количество) при использовании электрокорундовой шкурки составляет 3,33—3,36 и находится на уровне высоколегированного напла-

вочного сплава 47КТ, превышая износостойкость закаленной быстрорежущей стали.

Износостойкость резко возросла при испытаниях с применением кремниевой шкурки по сравнению с электрокорундовой и составила относительно эталона 1,19 для стали Г13Л и 6,64 для стали Г13п+20% Cr_3C_2. Обезуглероживание в процессе нагрева заготовок перед ДГП приводит к уменьшению количества и величины карбидных включений и к снижению износостойкости в полтора-два раза. Карбидные включения частично растворялись в металлической матрице, а часть атомов хрома в них замещалась железом, свидетельством чему служит снижение микротвердости включений до 700—1150 кгс/мм^2 по сравнению с исходной 1250—1300 кгс/мм^2. Микротвердость металлической матрицы составляла 380—700 кгс/мм^2.

Приведенные результаты говорят о перспективности использования рассмотренных материалов для изготовления деталей методом ДГП и о целесообразности изучения возможности создания новых материалов.

6. БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ

Улучшение свойств быстрорежущих сплавов достигается обычно увеличением содержания карбидов, что в свою очередь приводит к их неудовлетворительному распределению в объеме металла. Карбидная ликвация отрицательно влияет на механические, технологические и эксплуатационные характеристики, усиливает концентрацию напряжений при закалке, что служит причиной увеличения склонности к трещинообразованию [69].

Методы порошковой металлургии позволяют получать материалы типа быстрорежущей стали без карбидной ликвации, что обусловливает большой интерес к работам в этом направлении. В иностранной литературе имеются сообщения о получении быстрорежущих сталей прессованием — спеканием с последующей обработкой давлением для увеличения плотности материала. В нашей стране впервые быстрорежущая сталь из измельченной стружки получена В. С. Раковским [70], а затем методом ДГП такую сталь получили авторы работы [71]. В последнем случае была получена сталь, не уступающая по своим свойствам стандартной. Строчечность карбидов, которая наблюдалась в отдельных элементах стружки, сохранялась и после ДГП, но так

как эти элементы ориентированы различно, то в объеме изделия этой строчечности не наблюдается.

В настоящее время основное направление работ — изготовление практически беспористого материала из порошка сплава, полученного распыливанием. Использование порошков компонентов затрудняет получение достаточно гомогенной структуры, а стружка недостаточно технологична. Наиболее перспективными методами для получения крупногабаритных заготовок является горячая экструзия [72] и изостатическое прессование в комбинации с горячей прокаткой и ковкой [73]. Получение готового инструмента или его армирование целесообразно осуществлять с использованием метода ДГП [74].

Распыленные порошки быстрорежущей стали вследствие высокой микротвердости (720—760 кгс/мм^2), сферической формы частиц и гладкой их поверхности практически не прессуются в холодном состоянии. Это вынуждает в целях получения заготовок для ДГП вводить в порошок пластификаторы (раствор канифоли в спирте, парафин, стеарат цинка, раствор каучука в бензине) или использовать контейнеры, выполнявшиеся из тонколистовой жести. В контейнеры засыпали порцию порошка, утрясали его, закрывали крышками и запаивали. Нагрев перед ДГП в этом случае можно проводить без защитной среды.

Влияние температуры нагрева исследовали в интервале 1100—1300°С. Нагрев ниже 1100°С недостаточен для сращивания частиц такого малопластичного материала, каким является сталь Р18, а при более высоких температурах возможно появление жидкой фазы. После ДГП контейнеры сошлифовывали, и из образцов вырезали пластинки для технологических испытаний. Исследовали также возможность использования двукратного прессования во взаимно-перпендикулярных направлениях. Заготовки в этом случае уплотняли последовательно в двух прессформах.

В технологии, основанной на применении пластификаторов, использование стеарата цинка, канифоли, парафина привело к разрушению заготовок в печи из-за бурного газовыделения. Лучшие результаты были получены при использовании каучука, который вводили в количестве 0,5—2,5% (по массе). Порошок, покрытый каучуком, предварительно просушивали (200°С; 1—

1,5 ч), а затем подвергали прессованию давлением 5—7 тс/см². При этом обеспечивались удовлетворительная прессуемость в холодном состоянии и необходимая прочность при транспортировке и нагреве.

Результаты экспериментов позволяют сделать вывод о том, что наиболее высокая плотность обеспечивается при температуре 1250°С и работе уплотнения 30—35 кгс·м/см³. При времени выдержки 15 мин этим параметрам соответствует и лучшая структура стали. Увеличение времени выдержки ведет к получению крупных карбидов, аналогично влияет и повышение температуры. Однако даже при указанных условиях образцы имели остаточную пористость 3—5%. Преимуществом такой технологии является отсутствие потребности в последующей механической обработке, связанной с необходимостью удаления контейнера, применение ее целесообразно для изготовления изделий, работающих в тяжелых условиях.

При изготовлении образцов в контейнерах (w = =30 кгс·м/см³) исследовали влияние на плотность времени и температуры нагрева. При низких температурах пор много и они крупные, с повышением температуры поры становятся мельче, количество их уменьшается, а при 1250°С их практически нет. Оптимальные условия нагрева: t=1250°—1280°С, τ=20 мин.

В некоторых образцах после ДГП были обнаружены трещины, причиной возникновения которых являются термические и структурные напряжения, возникающие при охлаждении. Структурные напряжения появляются вследствие разницы в удельных объемах мартенсита с различным содержанием углерода: в обезуглероженном поверхностном слое образуется низкоуглеродистый мартенсит с меньшим объемом, чем в сердцевине, что приводит к появлению поверхностных растягивающих напряжений, суммирующихся с термическими. При избыточной работе уплотнения могут возникать не только макро-, но и микротрещины. Опасность трещинообразования уменьшалась при проведении отжига непосредственно после ДГП. Его режим был аналогичен принятому для стандартных сталей.

Уменьшение работы уплотнения для предотвращения трещинообразования приводило к появлению остаточной пористости. Поэтому использовали двукратное прессование во взаимно-перпендикулярных направлени-

ях, которое позволило уменьшить работу уплотнения до 23—25 кгс·м/см², а температуру до 1220—1250°С. После первой стадии прессования плотность материала составляла 7,7—7,8 г/см³, а после второй 8,55—8,60 г/см³, т. е. конечная остаточная пористость не превышала 2%. Между первой и второй стадиями прессования проводили высокотемпературный отпуск (760°С, 1 ч) для снятия внутренних напряжений. Методом двукратного прессования можно получить более крупные заготовки на том же оборудовании и снизить температуру нагрева, что важно для промышленных условий.

Структура образцов после ДГП соответствует закаленной стали и характеризуется высокой однородностью. В сравнении со стандартной сталью Р18 она содержит более мелкие карбиды (0,3—1,5 мкм), а карбидная ликвация отсутствует. После отжига структура состоит из сорбита с равномерно распределенными карбидами Me_3C с незначительным количеством Me_7C_3. В некоторых образцах, полученных при температурах выше 1250°С, были обнаружены карбиды Me_6C с размером до 5 мкм. В структуре образцов после высокотемпературного отпуска наблюдалось начало распада мартенсита по границам зерен. После закалки и трехкратного отпуска твердость составляла *HRC* 64—65,5.

Наиболее важными характеристиками быстрорежущей стали являются ее износо- и теплостойкость. Для их определения были проведены испытания режущих пластинок, выполненных из заготовок ДГП, на токарно-винторезном станке 1К62 методом продольного точения стали 1Х18Н9Т. Полную стойкость инструмента определяли по интенсивности износа. За критический принимался износ по задней грани, равный 0,8 мм.

Испытания проводили при скоростях резания 5—40 м/мин, глубине резания 0,6 мм и подаче 0,1 мм/об. Установлено, что до скорости резания 20 м/мин стойкость резцов изменяется незначительно, при скорости 30 м/мин она сильно снижается, а при 40 м/мин резко падает. Таким образом, наиболее продолжительным и экономически выгодным является режим резания при скорости 20 м/мин. Стойкость резцов из порошковой стали Р18 вдвое выше, чем резцов из стандартной стали. Их стойкости способствует эффект термомеханического упрочнения и отсутствие карбидной ликвации.

Глава V

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Основное назначение ДГП — получение готовых изделий с окончательными формой, размерами и требуемым качеством поверхностей. Однако в ряде случаев целесообразна последующая их обработка вследствие либо технической невозможности достижения указанных характеристик изделий непосредственно в результате ДГП, либо существенного упрощения и удешевления технологии ДГП и применяемой оснастки за счет включения операций последующей обработки. Наиболее эффективными видами такой обработки применительно к материалам и изделиям, получаемым методом ДГП, являются сварка, холодная калибровка или поверхностная пластическая деформация и обработка резанием.

Сваркой можно получить изделия требуемых размеров и конфигураций из заготовок сравнительно простой формы. При этом отпадает необходимость в сложных и дорогостоящих прессформах, уменьшается мощность используемого прессового оборудования. Сварные соединения применяются также при необходимости изготовления комбинированных изделий из обычных и порошковых сталей.

Поверхностная пластическая деформация деталей, полученных методом ДГП, позволяет повысить точность их размеров и качество поверхностей, а также обеспечить существенное упрочнение материала и повышение его эксплуатационной надежности. Обработку резанием можно использовать не только в качестве доводочной операции, но и в целях изготовления таких элементов деталей, которые невозможно получить при ДГП — поперечные к направлению прессования отверстия, пазы, канавки и др.

Перечисленные способы широко используются при обработке обычных материалов. Основу этих способов, оборудование, оснастку и др. можно применять и для порошковых беспористых материалов. Однако специфика их структуры и свойств приводит к необходимости внесения коррективов в параметры последующей обработки, зачастую существенных, что требует проведения специальных исследований для определения их оптимального значения.

1. СВАРКА ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ

Характеристики свариваемости

Изменение структуры и свойств околошовной зоны изучали с использованием валиковой пробы в основном на сварных соединениях из стали 20п, поскольку увеличение содержания углерода приводит к ухудшению свариваемости [75]. Определяли величину зерна металла околошовной зоны, твердость, ударную вязкость, угол загиба, исследовали макро- и микроструктуру.

Наилучшее сочетание механических свойств при сравнительно небольшой величине зерна наблюдается при сварке с погонной энергией дуги $q/v \approx 5$—8 ккал/см (толщина образцов 14 мм). С увеличением этой энергии механические свойства снижаются в связи с ростом размера зерна, а при уменьшении энергии механические свойства снижаются вследствие эффекта закалки (твердость при этом растет). Рост зерна и изменение механических свойств у порошковых сталей выражены в меньшей степени, чем у катаных, из-за наследственной мелкозернистости и меньшей теплопроводности.

Расчетные значения скорости охлаждения околошовного участка, полученные по методике приведенной в работе [76], в субкритическом интервале температур ($\sim$550°С) хорошо совпадают с экспериментальными: максимальное отклонение $\pm 12\%$. Это свидетельствует о возможности использования расчетных методов, разработанных для катаных сталей, при определении оптимальных режимов сварки порошковых сталей с учетом их теплопроводности, а также их удельной теплоемкости.

Зависимость ударной вязкости от режима наплавки при различных температурах испытания показывает, что наибольшей сопротивляемостью обладает металл околошовной зоны при погонной энергии наплавки 5—8 ккал/см с максимумом при 6,5 ккал/см. В этих условиях ударная вязкость метала околошовной зоны равна или превышает соответствующие значения для стали в исходном состоянии. Наиболее низкой хладноломкостью обладает металл околошовной зоны при погонной энергии дуги 5—8 ккал/см, а при 4—9 ккал/см критическая температура хрупкости околошовной зоны

не превышает ее значения для порошковой стали в исходном состоянии.

Таким образом, оптимальные значения погонной энергии сварки порошковой стали 20п (при толщине 14 мм) находятся в пределах 5—8 ккал/см). При сварке порошковых сталей с меньшим содержанием углерода в случае, когда допускается повышенная твердость

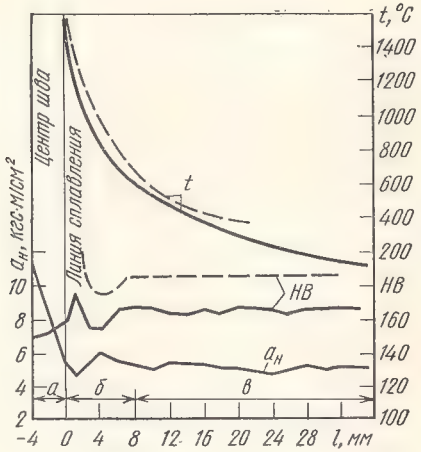


Рис. 59. Значения $a_н$, *HB* и *t* на различных участках сварного соединения стали 20п: штриховые линии — для стали 20 после термического упрочнения. Погонная энергия дуги 5,2 ккал/см; скорость охлаждения 15°С/с: *а* — шов; *б* — зона термического влияния; *в* — основной металл

металла околошовной зоны ($>HB$ 165), а также если сварное изделие подвергается последующей термообработке, интервал погонной энергии сварки можно расширить в сторону меньших значений (до 3,5—4,0 ккал/см). При этом должен обеспечиваться требуемый провар.

Результаты испытаний образцов сварных соединений, выполненных полуавтоматической двухслойной сваркой в атмосфере CO_2 с полным охлаждением первого слоя (вариант *а*), а также кривые распределений максимальных температур представлены на рис. 59. Кроме того, выполняли однопроходную (вариант *б*) и трехслойную сварку с охлаждением каждого слоя до 100—200°С (вариант *в*). Расположение и ширина участка разупрочнения в зоне термического влияния с характерным снижением твердости и повышением ударной вязкости зависят от режима и технологии сварки. Так, его ширина равна 2—3 мм и расположен он на расстоянии 2—5 мм от линии сплавления для варианта *а*.

Для варианта *б* эти значения составляют 3—5 и 3—8 мм соответственно.

Участок минимальной твердости соответствует температурам нормализации. На участках неполной перекристаллизации наблюдается увеличение твердости, которая становится равной твердости порошковой стали в исходном состоянии при температуре 600—650°С. Между участком максимального разупрочнения и линией сплавления твердость вначале возрастает, а затем несколько уменьшается; ударная вязкость понижена (зона перегрева). Меньшая ударная вязкость наблюдается и при температурах 200—300°С, однако наличие такого участка мало сказывается на работоспособности сварной конструкции, так как концентрация напряжений в нем отсутствует.

Для варианта *б* степень и протяженность зоны перегрева увеличены, что приводит к большей неравнопрочности сварного соединения; это связано с увеличением градиента максимальных температур. Наилучшие механические свойства порошковой малоуглеродистой стали в зоне термического влияния обеспечиваются при вариантах сварки *а* и *б*.

Помимо режима сварки, на механические свойства сварного соединения оказывает влияние и выбор электродов. Результаты осмотра поверхности швов, их изломов, макрошлифов и просвечивание на рентгеновском аппарате РУП-1 показали, что электроды марок УОНИ13/55, УОНИ13/45, ОЗС-2 при постоянном токе (полярность обратная) и МР-3, АНО-3 при переменном, а также сварочная проволока СВ-08Г2С для сварки в атмосфере CO_2 обеспечивают получение беспористых швов.

Углерод в швах сварных соединений из сталей 20п и 20 содержится практически в одинаковых количествах. Содержание марганца и кремния в швах у стали 20п несколько меньше, чем у стали 20, что объясняется меньшим содержанием этих элементов, а также потерями в связи с повышенным содержанием кислорода в исходном материале.

Содержание водорода в металле швов возрастает, содержание кислорода снижается, а содержание азота практически не изменяется, оставаясь меньшим, чем в швах у стали 20. Такое количество азота не оказывает заметного влияния на пластичность шва [77].

Стойкость металла шва и околошовной зоны против образования трещин определяли по методике жесткой пробы. При ручной сварке трещины не были обнаружены, а при полуавтоматической в атмосфере CO_2 ($q/v = 10 \div 12$ ккал/см) в кратере контрольного шва в отдельных случаях наблюдались горячие трещины протяженностью 10—12 мм. При меньшем значении погонной энергии трещин не было. Следовательно, свариваемость малоуглеродистых порошковых беспористых сталей можно оценить как хорошую или удовлетворительную.

Структура и свойства сварных соединений

Для определения свойств металла шва и сварного соединения из образцов стали 20п толщиной 12 мм ручной сваркой изготовили стыковые соединения (электроды УОНИ13/55 диаметром 5 мм, разделка кромок V-образная, $t = 50°$); такие же соединения изготовили полуавтоматической сваркой в атмосфере CO_2 (проволока Св-08Г2С диаметром 2 мм, разделка кромок Х-образная, $\varphi = 50°$). Техника сварки порошковых сталей аналогична сварке обычных сталей, ее режимы были выбраны близкими к оптимальным (табл. 26). Сравнивали также порошковые стали (сталь 20п) с катаными (сталь 20, Ст3).

Сварка порошковых сталей характеризуется сравнительно небольшим разбрызгиванием металла; несколько большее разбрызгивание наблюдается при полуавтоматической сварке в атмосфере CO_2. Капли металла мелкие, они не привариваются к поверхности шва и поэтому легко удаляются.

Предел прочности сварных соединений несколько ниже предела прочности стали 20п в исходном состоянии после ДГП, что является результатом ее разуп-

Таблица 26

Параметры режимов сварки

Виды сварки	$I_{св}$, А	Напряжение, В	Скорость, м/ч	q/v ккал/см	Зазор, мм	Число проходов
Ручная	220	26	8	5,3	2—3	4
Полуавтоматическая в CO_2	400	32	15	5,1	1—2	2

рочнения в зоне термического влияния. В комбинированных соединениях разрыв в большинстве случаев проходил по зоне термического влияния катаных сталей.

Практически все образцы разрушались по зоне термического влияния, изредка — за ее пределами (сталь 20, Ст3).

Ударная вязкость металла шва исследуемых сталей оказалась не ниже нижнего уровня ударной вязкости швов сварных соединений из малоуглеродистых катаных сталей [78], а ударная вязкость околошовной зоны оказалась равной или несколько ниже этих значений для стали 20п в исходном состоянии. С понижением температуры испытания она уменьшается и имеет несколько меньшие значения по сравнению с ударной вязкостью металла шва малоуглеродистой катаной стали 20.

Металл швов, выполненных на порошковых сталях, имеет мелкозернистую структуру, благодаря чему понижается его чувствительность к трещинам и газовым порам, повышается сопротивление хрупкому разрушению при пониженных температурах. Во всех исследованных случаях ударная вязкость металла шва выше, чем металла зоны термического влияния и стали 20п в исходном состоянии.

Угол загиба на образцах толщиной 5 и 8 мм составлял 100—180°, трещины появлялись по линии сплавления, либо в околошовной зоне порошковой стали, что связано со снижением ее пластичности из-за роста зерна.

Таким образом, механические свойства исследованных сварных соединений составляют 85—95% от этих значений для основного металла (порошковая сталь после ДГП). При сварке порошковых сталей, полученных методом ДГП, наряду с зоной перегрева в околошовной области существует зона разупрочнения, расположение и ширина которой зависит от структурного состояния, химического состава и теплопроводности сталей, а также от режима сварки.

Термическая обработка сварных соединений обычно производится по режимам, установленным для свариваемой стали. Для сварных соединений порошковой стали 20п рекомендуются следующие виды термообработки.

I. Высокий отпуск для снятия сварочных напряжений (630—650°С, 2—3 мин на 1 мм сечения, охлаждение с печью до 300°С, затем на спокойном воздухе).

II. Нормализация для выравнивания механических свойств отдельных участков соединения (920—940°С).

III. Неполный отжиг для снятия внутренних напряжений (760—780°С).

IV. Улучшение для повышения механических свойств (закалка при 900—920°С, отпуск при 600°С).

Результаты испытаний сварных соединений, выполненных вручную при умеренных режимах (5,3 ккал/см) и подвергнутых указанным видам термической обработки, приведены в табл. 27 (указаны средние значения).

Таблица 27

Механические свойства сварных соединений из малоуглеродистых сталей

Вид термической обработки	$\sigma_в$, кгс/см²	δ, %	ψ, %	φ, град	$a_н$, кгс·м/см²			
					температура шва +20°С	температура околошовной зоны, °С		
						+20	—40	—60
Без обработки	45	17	39	120	11,5	4,5	2,7	1,5
I	42	19	43	130	12,6	4,9	3,0	1,7
II	40	27	51	140	13,4	5,0	3,2	2,0
III	46	24	49	140	15,2	6,0	3,6	2,2
IV	48	23	48	150	14,0	7,0	3,9	2,3

При ручной дуговой сварке многослойных швов с перерывами в наложении отдельных слоев (вариант *а*) все виды термической обработки, кроме закалки, приводят к снижению предела прочности и повышению пластичности из-за более медленного охлаждения. При использовании варианта *б* различие в механических свойствах соединений без термической обработки и после нее значительно уменьшается. Ударная вязкость при —60°С после улучшения и нормализации не снижается ниже 2,2 кгс·м/см² и изделия после таких видов термообработки можно рекомендовать для работы при пониженных температурах. Однако в большинстве случаев сварные соединения из малоуглеродистых порошковых сталей имеют достаточно высокие механические свойства и не нуждаются в дальнейшей термообработке.

Структурообразование металла шва и изменения структуры порошковой стали в зоне термического влияния определяются исходной структурой, режимами сварки, толщиной свариваемого материала, температурой окружающей среды и т. д. Макроструктура сварных соединений свидетельствует об отсутствии дефектов при полуавтоматической сварке в атмосфере CO_2 и о наличии мелких единичных пор и шлаковых включений при ручной сварке ($q/v=6{,}0$ ккал/см).

На двухслойных сварных швах, полученных полуавтоматической сваркой в атмосфере CO_2, наплавленный металл первого слоя имеет перекристаллизованную под влиянием верхнего шва структуру. Наплавленный металл второго слоя имеет более грубую структуру; в зоне термического влияния различаются участок перегрева, перекристаллизованный мелкозернистый участок и участок неполной перекристаллизации. В зоне термического влияния первого слоя отсутствует участок с крупнозернистым строением.

Микроструктура однослойных швов имеет такое же строение, как и микроструктура последнего слоя многослойных швов, поэтому многослойная сварка желательнее. Структура сварных соединений порошковой стали отличается более мелким зерном по сравнению со структурой соединений из обычной малоуглеродистой стали, что свидетельствует о проявлении эффекта наследственности.

Влияние пористости на свариваемость

Металл шва имеет более высокие показатели механических свойств, чем пористая порошковая сталь 20п, поэтому изучали влияние сварки на механические свойства околошовной зоны. Увеличение сварочного тока повышает давление дуги на сварочную ванну и толщину слоя жидкого металла, поэтому тепло дуги эффективнее вводится в изделие, и глубина проплавления возрастает (рис. 60). С увеличением пористости понижается теплопроводность стали и уменьшается истинное металлическое сечение образца, что вызывает увеличение глубины провара.

Ширина шва растет с увеличением сварочного тока до 350 А для стали 20п пористостью 1% и до 250 А при пористости 15%, затем ширина шва уменьшается в связи с углублением дуги в основной материал. С увели-

чением пористости максимумы сдвигаются в сторону меньших значений сварочного тока.

С увеличением погонной энергии дуги свойства околошовной зоны порошковой стали с различной пористостью и катаной стали качественно изменяются одинаково, однако с увеличением пористости эффект

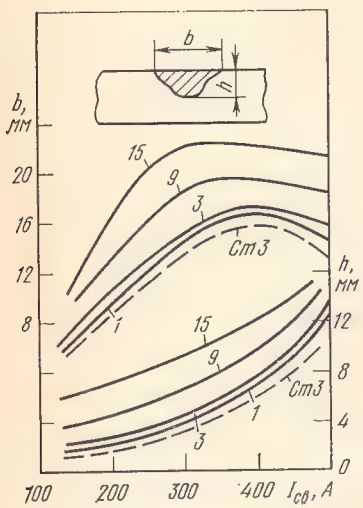


Рис. 60. Зависимость ширины шва (*b*) и глубины проплавления (*h*) от тока дуги для стали 20п различной пористости, % (см. цифры у кривых и для Ст3)

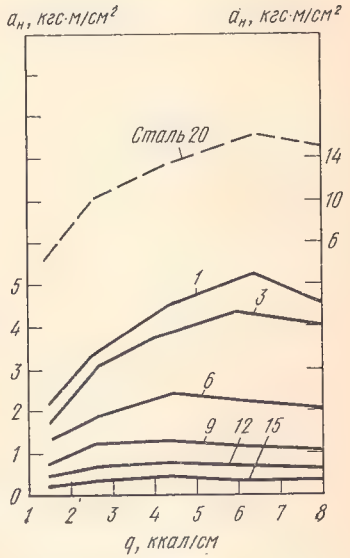


Рис. 61. Зависимость ударной вязкости от погонной энергии дуги для стали 20п различной пористости, % (см. цифры у кривых), и для стали 20

влияния погонной энергии дуги снижается и при пористости $>6\%$ механические свойства практически не зависят от режима наплавки (рис. 61).

Механические свойства сварных соединений определяются пористостью стали 20п. Изменение ударной вязкости в зоне термического влияния и вне ее имеют одинаковый характер. В зоне перегрева она несколько ниже (на 10—15%), чем в зоне сплавления и в остальной зоне термического влияния. С увеличением пористости отмеченная зависимость выражается слабее. За участками перегрева и нормализации ударная вязкость имеет значения, одинаковые со сталью в исходном состоянии.

Прочность, пластичность и твердость сварного соединения снижаются с увеличением пористости (рис. 62), причем прочностные характеристики становятся на 10—15% ниже, чем у стали в исходном состоянии, а пластичность несколько повышается в связи с разупрочнением в зоне термического влияния. Разрыв во всех слу-

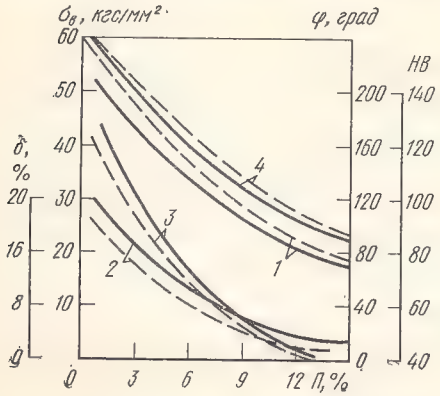


Рис. 62. Изменение значений $\sigma_в$ (1), δ (2), φ (3) и *HB* (4) сварных соединений стали 20п в зависимости от пористости. Штриховые линии — после улучшения

чаях происходит по исследуемой стали на расстоянии 1—3 мм от линии сплавления без образования шейки. С увеличением пористости влияние термического цикла сварки на механические свойства сварного соединения ослабевает. Термическая обработка сварных соединений из пористой стали 20п оказывает такое же влияние на их механические свойства, как и на свойства соединений из сталей с минимальной пористостью.

Сварка среднеуглеродистых сталей

При увеличении содержания углерода в сталях их свариваемость ухудшается, поэтому для порошковых сталей, как и для обычных, с содержанием 0,30—0,40% С приемлемы умеренные режимы сварки. Механические свойства сварных соединений приведены в табл. 28, за исключением ударной вязкости металла шва, которая во всех случаях оказалась более высокой, чем в околошовной области. Ручную сварку (I) стыковых соединений выполняли электродами УОНИ13/55А диаметром 5 мм с послойным охлаждением на воздухе, полуавтоматическую (II) — сварочной проволокой Св-08Г2С диаметром 2 мм. Ток постоянный, полярность обратная.

Таблица 28

Механические свойства сварных соединений из среднеуглеродистых сталей

Свариваемый материал	Вид сварки	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	$a_н$, кгс·м/см²		
				температура линии сплавления +20°С	температура околошовной зоны, °С	
					+20	—40
Сталь 30п	I	52—58	13—17	3,6—4,4	3,2—3,8	1,5—1,8
	II	50—56	14—18	3,7—4,8	3,4—4,2	1,6—2,0
Сталь 40п	I	59—63	11—14	3,0—3,4	2,9—3,2	0,9—1,2
	II	56—61	13—15	3,2—3,5	3,0—3,4	0,9—1,3
Сталь 40п со сталью 40	I	55—58	15—17	3,3—3,6	3,1—3,3	1,0—1,4
	II	53—57	15—19	3,2—3,8	3,2—3,7	1,1—1,4

Наибольшее снижение твердости (10—15%) по сравнению с твердостью в исходном состоянии наблюдается на участке, расположенном на расстоянии 3—5 мм от линии сплавления. Разупрочненный участок уменьшается по длине с увеличением содержания углерода в стали и смещается в сторону более низких температур нагрева. Ударная вязкость в околошовной зоне и по линии сплавления равна или несколько ниже, чем у стали в исходном состоянии.

В структуре металла шва не обнаружено существенных дефектов, она состоит из феррита и перлита. На участках полной и неполной нормализации структура сорбитная.

Стыковая сварка сопротивлением

Сварке подвергали образцы стали 20п (11×11×100 мм) на машине МСР-25. Перед сваркой торцы образцов обрабатывали, причем один из них в целях локализации нагрева выполняли выпуклым. Проведенные эксперименты позволили определить ориентировочные режимы сварки, обеспечивавшие быстрый нагрев металла при его минимальной окисленности, а также

отсутствие большого количества высаженного металла и дефектов сплошности.

Трещины в зоне стыка наблюдались при длительности нагрева до 1,5 с, т. е. при более жестких режимах сварки, а также при установочной длине до 3—4 мм. В сварном соединении стали 20, а также стали 20 со сталью 20п структура более крупнозернистая, чем в сварном соединении стали 20п.

При испытаниях на растяжение образцы разрушаются с образованием шейки как в зоне термического влияния, так и по линии сплавления. Предел прочности соединений из стали 20п во всех случаях выше, чем из стали 20, однако ниже предела прочности стали 20п в исходном состоянии. Вследствие роста зерна и окисления металла в зоне стыка пластические свойства сварного соединения значительно снижаются (до 40%) по сравнению со свойствами исходного металла. Твердость в околостыковой зоне увеличивается в результате эффекта закалки, а в стыке несколько снижается из-за обезуглероживания. Наблюдается известная для стыковой сварки нестабильность показателей прочности при испытаниях на удар и изгиб механически обработанных образцов [79].

Перегрев стыка вызывает образование видманштеттовой структуры с параллельными пластинками избыточного феррита, что снижает пластичность. Ударная вязкость околостыковой зоны выше, чем стыка (2,0—2,5 кгс·м/см^2).

Термическая обработка, целесообразность и режимы которой устанавливаются в зависимости от технических условий на изделие, оказывает такое же влияние на механические свойства сварных соединений, как и в случае электродуговой сварки.

Сварные узлы и детали

Полученные в результате изучения свариваемости порошковых сталей данные по выбору оптимальных режимов сварки были использованы при разработке технологических процессов изготовления сварных узлов тепловозов. Сварку производили в нижнем положении, техника сварки аналогична сварке монолитных сталей. В целях обеспечения высоких износостойкости и свариваемости порошковые детали изготавливали биметаллическими: элементы, работающие в условиях износа — из износостойкого материала, а элементы, предназначенные для крепления к корпусным деталям тепловоза,—из малоуглеродистой порошковой стали.

Сварное соединение шаровой опоры, цилиндрическую часть которой изготовляли из стали 20п, а сферическую из стали 80п, де-

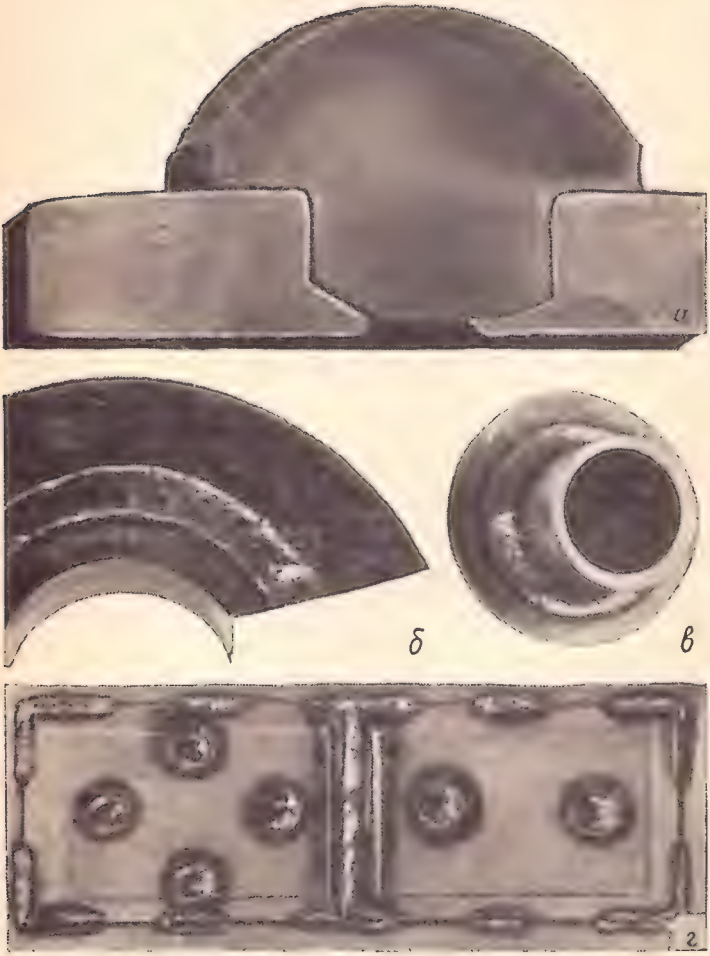


Рис. 63. Сварные соединения порошковых деталей тепловоза с корпусными:
а — шаровая опора с пластиной; *б* — вставка балансира (внутри) с корпусом; *в* — корпус опоры с хвостовиком; *г* — наличник с буксой

фектов не имело (рис. 63,*а*). Результаты его испытания с разрушением показали, что в большинстве случаев отрыв происходит по линии сплавления с пластиной или в околошовной зоне по Ст 3кп, как у серийных изделий (шаровая опора из стали 45, пластина из стали Ст 3кп). Усилия отрыва также оказались примерно одинаковыми.

Вставку балансира, рабочую часть которой изготавливали из стали 1Х7п, а наружную из стали 20п, приваривали к корпусу (рис. 63,*б*). После сварки одной стороны давали выдержку в течение 15 мин с целью предупреждения перегрева легированного феррохромом рабочего слоя. Дефектов в сварном соединении не было. Отрыв проходил по линии сплавления или по зоне термического влияния корпуса. Усилие отрыва (45—50 тс) выше, чем для соединения, изготовленного по заводской технологии (35—40 тс).

Корпус опоры, который изготавливали из аналогичного со вставкой сочетания материалов, сваривали с хвостовиком (рис. 63,*в*). Во избежание перегрева и образования пор в шве после второго прохода давали выдержку в течение 15—20 мин. Качество швов удовлетворительное, разрушение под нагрузкой, приложенной перпендикулярно оси хвостовика, наступает при усилии 110—125 тс, что значительно превышает нагрузки, возникающие при эксплуатации.

Наличники (сталь 1Х7п+сталь 20п) сваривали с буксами и челюстями тепловоза. Соединения выполняли внахлестку прерывистым швом по периметру наличника и сплошным швом в отверстиях (рис. 63,*г*), качество шва удовлетворительное. В швах, выполненных ручной сваркой, встречались мелкие единичные поры и шлаковые включения. Сравнительные испытания на срез приваренных к буксам порошковых наличников и изготовленных из стали 60Г (заводская технология) показали, что в первом случае требуется в 1,5—1,8 раза большее усилие. Объясняется это плохой свариваемостью стали 60Г. При внедрении предлагаемой технологии исключаются случаи отрыва наличников.

2. УПРОЧНЯЮЩЕ-КАЛИБРУЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Поверхностная пластическая деформация (ППД), наблюдаемая при упрочняюще-калибрующей обработке в результате скольжения деформирующего элемента по изделию с натягом, в значительной степени улучшает прочностные и эксплуатационные характеристики обычных материалов, обеспечивая увеличение поверхностной прочности и твердости, снижение пластичности и благоприятное действие остаточных напряжений [80]. Упрочнение материалов из металлических порошков происходит несколько своеобразно за счет особенностей их структуры и наличия остаточной пористости. Материалы, полученные методом ДГП и обладающие незначительной остаточной пористостью, занимают промежуточное положение между обычными спеченными и монолитными. Спеченные высокопористые материалы упрочняются в основном в результате снижения пористости, монолитные — в результате структурных изменений, а

материалы, полученные методом ДГП при наличии незначительной пористости, в результате обоих этих факторов одновременно.

К числу наиболее важных показателей ППД относятся потребная величина деформирующих осевых усилий, уплотнение материала, изменение его структуры и свойств, значение остаточных деформаций изделия, показатели качества поверхности, точности его размеров и формы. Основным параметром процесса, подлежащим оптимизации, является величина относительного натяга i/h (i — абсолютный натяг, h — толщина упрочняемого изделия).

Знание осевого усилия ППД необходимо для определения конструктивных размеров деформирующих элементов, подбора оборудования, расчета основных узлов оснастки, оценки прочностных свойств обрабатываемых изделий. Общим для порошковых и монолитных материалов является возрастание осевых усилий с увеличением относительных натягов. Упрочняемость возрастает с повышением содержания углерода и легирующих элементов в стали (рис. 64). Результаты получены при деформировании призматических образцов размером 10×10×55 мм, исходной плотности материалов 7,65—7,70 г/см³, при натяге 0,05—0,4 мм и обильном охлаждении сульфофрезолом.

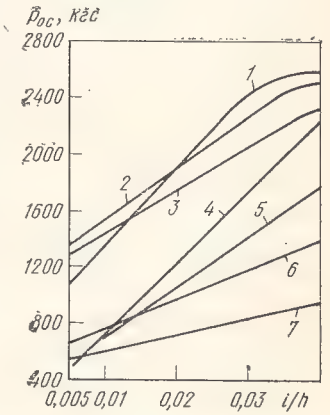


Рис. 64. Зависимости осевого усилия от относительного натяга для различных сталей:
1 — Г13п; *2* — Г13Л; *3* — 80п; *4* —30п; *5* — 10п и 20п; *6* — 20; *7* — 20Л

При малых натягах усилия для порошковых материалов меньше, чем для монолитных, но, начиная с определенных величин натяга, эти усилия превосходят таковые для монолитных материалов, что вызвано наличием остаточной пористости. До тех пор, пока возможно уплотнение поверхностного слоя, усилия деформации порошкового материала меньше, чем монолитного. Результаты проведенных экспериментов по определению усилий при переменной величине исходной пористости подтверждают такое положение.

Остаточная деформация после ППД характеризует упрочняемость и определяет возможность обеспечения требуемой точности. Ее величина для низкопористых материалов зависит от создаваемого натяга и природы обрабатываемого материала. Материалы с большой плотностью больше склонны к остаточным деформациям, причем порошковый материал деформируется в меньшей мере, чем обычный (сравнивали стали 20п и сталь 20). Способность стали Г13п к сохранению остаточных деформаций при упрочнении, пропорциональных величине относительного натяга, объясняется наличием пористости и обеспечивает получение прессуемых деталей высокой точности.

Остаточная пористость при ДГП — явление во многих случаях неизбежное. Поверхностная пластическая деформация монолитных материалов приводит к снижению их плотности, если значения деформаций больше критических, вызывающих трещинообразование [81]. Пористость порошковых материалов уменьшается под действием деформирующих элементов.

Изменение плотности порошковых материалов при ППД не пропорционально создаваемым натягам и в большой мере зависит от их исходного состояния. Уплотнение достаточно плотных материалов (7,3—7,7 г/см^3) при определенных значениях толщины стенки и натягах 0,2—0,4 мм происходит до беспористого состояния. Получение указанного предела подтверждается получением отрицательных значений приращения плотности ($\Delta\rho$), что присуще и литым материалам. Упрочнение порошковых материалов с исходной плотностью менее 7,3 г/см^3 не сопровождается заметным ее изменением. Под действием деформирующего инструмента в материале создается твердый упругий поверхностный слой, предотвращающий дальнейшее распространение уплотнения. Наиболее наглядно этот процесс наблюдается у стали Г13п, когда он усиливается за счет способности этой стали самоупрочняться под действием нагрузок (рис. 65). Сталь 80п имеет критические точки, сдвинутые в сторону высокой пористости. Уплотнение сталей высокой пластичности (сталь 20п) распространяется на большую глубину по сравнению с более упругими.

Распространение уплотнения пористых материалов в глубину изучали на образцах с размерами $h\times10\times$

×55 мм, где h изменялось в пределах 3—10 мм. Было обнаружено, что уплотнение при достаточной толщине образца лишь незначительно проникает вглубь. С уменьшением h до 5,8 мм относительное уплотнение возрастает вследствие его распространения на всю толщину образца, а затем вновь уменьшается из-за увеличения плотности дефектов строения.

Применение ППД приводит к улучшению параметров поверхностей изделий, а также точности их размеров. Так, дорнование втулок обеспечило значительное уменьшение их овальности и конусности, а точность повысилась на 1—2 класса.

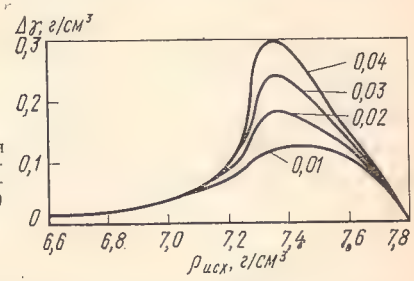


Рис. 65. Зависимость приращения плотности Δρ от исходной плотности при различных относительных натягах (см. цифры у кривых) для стали Г13п

Изделия, полученные методом ДГП, имеют различную шероховатость поверхностей, расположенных в направлении, нормальном к направлению прессования (определяется чистотой торцов пуансонов), и в продольном направлении, когда поверхности деталей воспринимают шероховатость матриц и получают продольные риски за счет их относительного движения. Действие упрочняющего инструмента сглаживает отпечатки шероховатости, закрывает поверхностные поры и улучшает качество поверхности. Влияние натяга на шероховатость изучали на предварительно прошлифованных образцах размером 10×10×55 мм (рис. 66). Максимальную чистоту поверх-

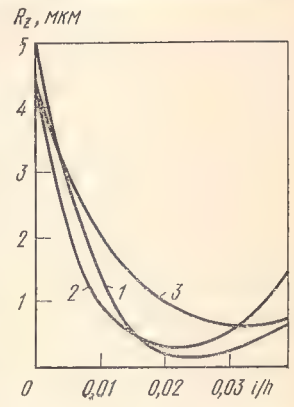


Рис. 66. Зависимость шероховатости от относительного натяга для различных сталей:
1 — 20п (7,65—7,70 г/см³); *2* — Г13п; *3* — 20п (7,1—7,2 г/см³)

ности образцы приобретают при $i/h = 0{,}02 \div 0{,}025$, шероховатость уменьшается. При повышенных натягах ($i/h = 0{,}03 \div 0{,}04$) шероховатость понижается из-за шелушения поверхности. Наличие пор снижает чистоту поверхности и сдвигает критические точки в сторону больших натягов. Сталь Г13п при натягах, больше критических, имеет большую шероховатость, поскольку шелушение поверхности у нее идет интенсивнее, чем у стали 20п.

Микротвердость тонких подповерхностных слоев порошковых материалов несколько выше, чем у монолитных сталей, что объясняется высокой исходной твердостью и мелкодисперсностью их структуры. Характер изменения структуры поверхностных слоев (текстурирование малоуглеродистых пластичных и блокировка аустенитных порошковых материалов) подобен изменению структуры монолитных сталей при ППД. Образование тонкого прерывистого слоя мартенсита у поверхности в результате больших контактных давлений еще раз подтверждает это подобие. Только значительно меньшая величина зерна, большая плотность включений и наличие пор отличают структуры прессованных и монолитных материалов.

Упрочняюще-калибрующая обработка изменяет и дополняет картину внутренних напряжений в изделии, появляющихся уже в результате проявления эффекта ВТМО при ДГП. Результаты исследований, при проведении которых были зафиксированы большие значения микроискажений второго и третьего рода, подтверждают это предположение и аналогию в этом отношении порошковых и монолитных сталей. Величина напряжений первого рода у порошковых материалов несколько меньше, поскольку оставшиеся поры действуют ослабляюще на напряженное состояние в объеме. Упрочнение сопровождается дроблением зерен и фрагментов, возникновением остаточных напряжений сжатия, а также микроискажений, способствующих увеличению долговечности и надежности деталей.

Вслед за твердением поверхностных слоев меняются и характеристики механической прочности материалов в целом. Однако пористые образцы ведут себя несколько иначе, чем монолитные материалы. У них, как и у монолита, повышается прочность, однако пластические свойства не снижаются (рис. 67), так как увеличение пластичности вследствие снижения пористости

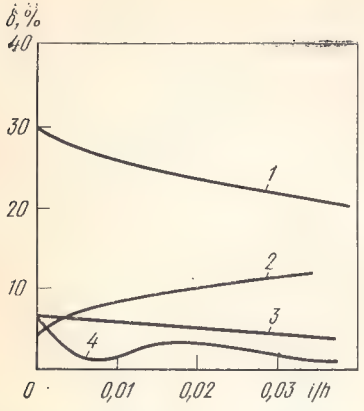


Рис. 67. Влияние натяга на пластические свойства различных сталей:
1 — 20п; *2* — 20; *3* — Г13п; *4* — Г13п

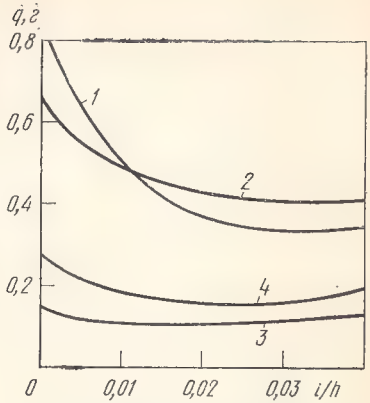


Рис. 68. Зависимость величины износа различных сталей от относительного натяга:
1 — 20п; *2* — 20; *3* — Г13п; *4* — Г13Л

компенсирует повышение хрупкости в процессе упрочнения.

Наиболее важной характеристикой материала являются его эксплуатационные свойства, к которым, прежде всего, относятся износостойкость и поведение при переменных нагрузках. Испытаниям на износостойкость подвергали образцы размером 10×10×55 мм в условиях сухого трения скольжения при скорости 0,11 м/с и давлении в месте контакта 100 кгс/см^2 в течение контрольного числа циклов 10^5. Определенная взвешиванием потеря массы (q) образцов в зависимости от величины натяга при ППД показана на рис. 68.

Износостойкость сталей Г13л и Г13п при увеличении степени поверхностного наклепа почти не изменяется. Некоторое увеличение износа наблюдается при натягах до 0,05 и выше 0,35 мм. Большой износ при малых деформациях объясняется сглаживанием гребешков макронеровностей предварительной обработки, имеющих здесь значительную величину. В зоне же больших натягов наблюдается шелушение поверхностного слоя и контртело счищает образовавшиеся чешуйки.

Износостойкость порошковой стали 20п при малых натягах ниже, чем стали 20. Однако при увеличении степени упрочнения ее износ уменьшается и достигает меньших значений. Пластичные углеродистые стали при трении более чувствительны к степени предварительного

упрочнения, чем высокомарганцовистые. Величина их износа уменьшается на 35—50% при увеличении натяга на 0,2 мм (за счет уменьшения периода приработки).

Под действием больших удельных давлений, выбранных при наших исследованиях, приработка наблюдается при первых циклах трения. Затем наступает установившийся период изнашивания, характеризуемый пропорциональным увеличением потери массы с ростом числа циклов. Сталь Г13Л в неупрочненном состоянии изнашивается несколько меньше, чем сталь Г13п, что связано с наличием у последней обезуглероженного слоя. При относительном натяге 0,02 износ незначительно снижается, причем у спеченной стали больше, чем у литой.

При испытаниях на выносливость испытывали нестандартные шлифованные и упрочненные образцы, поэтому по их результатам можно судить лишь о качественной оценке влияния поверхностного наклепа на усталость металла. Упрочнение образцов из стали 20 повысило их предел выносливости на 13%, а образцов из порошковой стали 20п на 45%. При исследовании влияния степени упрочнения на ограниченную выносливость высокомарганцовистых порошковых сталей установлен экстремальный характер зависимости — после достижения критической степени упрочнения выносливость снижается.

Таким образом, исследование оптимизации технологии упрочняюще-калибрующей обработки позволило определить величину оптимальных относительных натягов (0,02—0,03), при которых обеспечиваются максимальные значения твердости, прочности, износостойкости и т. д. Поскольку ППД в основном применима для изделий конструкционного назначения с достаточно высокими свойствами, достижимыми только при низкой пористости, пористость деталей после ДГП (до ППД) не должна превышать 2—3%. Их размеры устанавливаются исходя из остаточных деформаций при выбранной величине относительного натяга. Поверхностная деформация, создаваемая натягами выше критических, вызывает разупрочнение материала. Метод, объединяющий процессы ДГП и ППД при производстве порошковых изделий, позволяет получить большой экономический эффект в условиях высоких требований к точности и долговечности деталей.

3. ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ РЕЗАНИЕМ

Результаты проведенных ранее исследований показали, что на характер износа инструмента значительное влияние оказывают свойства обрабатываемых материалов [5].

Важной характеристикой процесса резания, определяющей износ режущего инструмента, является температура в зоне резания. С ростом скорости резания она увеличивается (рис. 69), что согласуется с результатами, полученными при обработке компактных и высокопористых материалов [82, 83]. При этом возрастает работа трения стружки по передней поверхности инструмента и работа трения задней поверхности инструмента об обрабатываемое изделие. Относительная доля теплоты деформации уменьшается.

В результате обработки экспериментальных данных установлена зависимость температуры резания от скорости:

$$t = c_t \cdot v^{x_t}, \qquad (V.1)$$

где c_t и x_t — коэффициенты, зависящие от механических и теплофизических свойств обрабатываемого материала.

Чем ниже теплопроводность материала, тем выше температура резания, так как тепло труднее отводится от надрезанного слоя в массу стружки. Это служит причиной некоторого повышения температуры с увеличением пористости обрабатываемого материала. Снижение механических свойств в этом случае не является определяющим. Между коэффициентами c_t и x_t и пористостью обрабатываемого материала существуют зависимости:

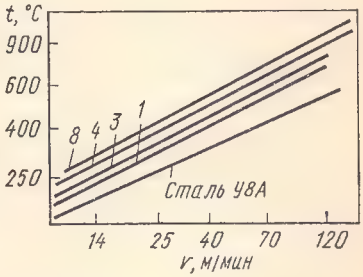


Рис. 69. Зависимость температуры резания от скорости резания для стали 80п с различной пористостью, % (см. цифры у кривых), и для стали У8А

$$c_t = c_1 (П + 2)^{x_1};\quad c_t = 55{,}33\ (П + 2)^{0{,}1568}; \qquad (V.2)$$

$$x_t = c_2 (П + 2)^{x_2};\quad x_t = 0{,}441\ (П + 2)^{0{,}0740}. \qquad (V.3)$$

Здесь и ниже постоянная величина 2 введена для удобства логарифмирования при $П$-0%.

Температура резания определяет сопротивление пластическому сдвигу обрабатываемого материала в контактных слоях стружки, поэтому от нее зависит степень развития застойных явлений. Между характеристикой застойной зоны H_3, равной отношению высоты

застойной зоны к радиусу скругления ее вершины [84], и температурой резания существует определенная зависимость (рис. 70):

$$t = c_{t_1} / H_з^{x_{t_1}}, \tag{V.4}$$

$$c_{t_1} = k_{t_1} (П + 2)^{q_{t_1}}; \quad c_{t_1} = 218{,}4 \ (П + 2)^{0{,}7035}; \tag{V.5}$$

$$x_{t_1} = k_{t_2} (П + 2)^{q_{t_2}}; \quad x_{t_1} = 0{,}1078 \ (П + 2)^{0{,}4587}. \tag{V.6}$$

Размеры застойной зоны измеряли на микрофотографиях шлифов корней стружек, полученных при мгновенной остановке резания с помощью специального приспособления. Микрошлифы изготовляли в сечении главной секущей плотностью.

Между максимальным значением характеристики застойной зоны $H_{з.max}$, коэффициентом теплопроводности λ, и критической температурой существуют линейные зависимости:

$$H_{з.max} = c_{H_з} / \lambda^{x_{H_з}}; \quad H_{з.max} = 88 \cdot 10^3 / \lambda^{2{,}5}; \tag{V.7}$$

$$H_{з.max} = k_{H_з} / t_к^{q_{H_з}}; \quad H_{з.max} = 14 \cdot 10^3 / t_к^{1{,}03}. \tag{V.8}$$

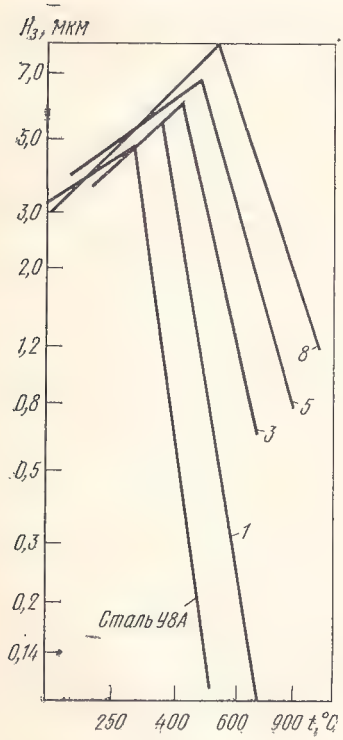


Рис. 70. Зависимость температуры резания от величины характеристики застойной зоны для сталей 80п и У8А. Цифры у кривых—пористость, %

Таким образом, на температуру резания при точении материалов, полученных из металлических порошков, большое влияние оказывает уменьшение теплопроводности с увеличением пористости. В свою очередь температура резания является одним из основных факторов, влияющих на процесс стружкообразования, контактные процессы на передней поверхности инструмента, стойкость инструмента и на качество обработанной поверхности.

Одним из показателей качества обработки резанием является шероховатость поверхности, которая при точении пористых материалов (как и при резании обычных сталей) зависит от режимов резания, геометрии режущего инструмента,

структуры и свойств обрабатываемого материала [85]. Существенную роль в этом процессе играют застойные явления на передней поверхности инструмента.

Процесс стружкообразования при резании материалов пористостью менее 10%, полученных методом ДГП, также сопровождается интенсивным наростообразованием, причем размеры нароста значительно больше, чем при резании литых сталей аналогичного вида. Представляет интерес оценка влияния застойных явлений на шероховатость поверхности [86], которое исследовали при обработке резцами ($\gamma=0°$, $\gamma_{ср}=-5°$, $\varphi=60°$, $\varphi_1=15°$, $\alpha=10°$, $\alpha_1=5°$, $\lambda=0°$), оснащенными сплавом Т15К6. Подача составляла 0,08 мм/об. Скорость резания изменяли от 10,5 до 100 м/мин. Охлаждение не применяли. Шероховатость поверхности измеряли при помощи двойного микроскопа МИС-11.

Зависимости застойных явлений и шероховатости поверхности от скорости резания имеют экстремальный характер, причем максимальные значения H_3 и R_z наблюдаются в каждой серии экспериментов при определенной скорости резания, значения которой увеличиваются с возрастанием пористости материала и составляют 31, 35, 36 и 42 м/с при пористости 1, 3, 5 и 8% соответственно. Одновременно возрастают максимальные значения характеристики застойной зоны и высоты микронеровностей.

Рост характеристики застойной зоны с увеличением пористости при неизменных условиях резания, очевидно, связан с изменением напряженного и деформированного состояния зоны стружкообразования, которое вызывается изменением физико-механических свойств материала. Высота микронеровностей при этом возрастает вследствие увеличения активности застойной зоны.

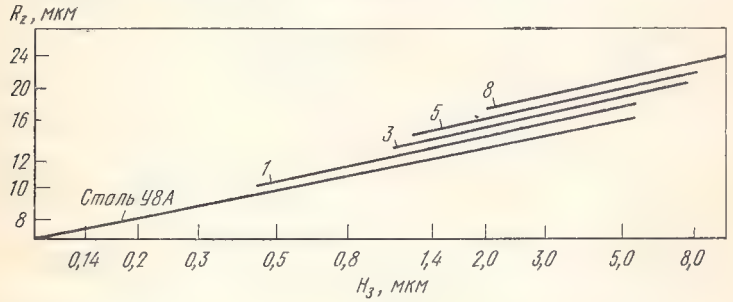


Рис. 71. Зависимость высоты микронеровностей от характеристики застойной зоны для стали 80п с различной пористостью, % (см. цифры у кривых), и для стали У8А

На рис. 71 представлены зависимости влияния застойных явлений на высоту микронеровностей. Постоянство угла наклона прямых свидетельствует о неизменной степени влияния застойных явлений на шероховатость поверхности. Уравнение для расчета микронеровностей в зависимости от характеристики застойной зоны имеет следующий вид (при постоянной подаче):

$$R_z = c'_R \cdot H_з^{x_R}; \quad R_z = c_c\,(П+2)^{x_C} \cdot H_з^{x_R}. \qquad (V.9)$$

Значения x_R колеблются в очень узких пределах (0,22-0,23) При расчетах величину x_R можно принять постоянной. Величина c_R изменяется более существенно, закономерно возрастая с увеличением пористости материала.

Влияние подачи на образование микронеровностей при точении двояко. С одной стороны, изменение подачи меняет условия образования застойной зоны. Кроме того, существует чисто геометрическое влияние подачи на высоту микронеровностей, описанное математически А. И. Исаевым [87] и выражающееся в том, что увеличение высоты микронеровностей прямо пропорционально росту подачи.

Следовательно, на коэффициент c_R, кроме пористости, влияет также подача S, с учетом которой уравнение (V.9) для исследованных материалов (стали 80п и У8А) принимает вид:

$$R_x = 120\, S\, (П + 2)^{0,196}\, H_з^{0,224}. \qquad (V.10)$$

Таким образом, используя в качестве критерия состояния застойных явлений характеристику застойной зоны, можно описать процесс образования микронеровностей на обрабатываемой поверхности математическими уравнениями.

Беспористые порошковые материалы хуже поддаются обработке резанием, чем монолитные, но значительно лучше, чем высокопористые. Для получения наименьшей шероховатости обработанной поверхности при точении малопористых материалов следует применять скорости резания выше 50—60 м/мин при подачах не более 0,1—0,15 мм/об. Применение больших подач приводит к образованию макропятнистой поверхности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Соболевский П. Г.* — «Горный журнал», 1827, т. II, с. 84.
2. *Роман О. В., Богданов А. П.* Порошковая металлургия США. Минск, изд. БелНИИНТИ, 1972. 20 с.
3. *Сторожев М. В., Попов Е. А.* Теория обработки металлов давлением. М., «Машиностроение», 1971. 424 с. с ил.
4. *Дорофеев Ю. Г.* Динамическое горячее прессование пористых материалов. М., «Наука», 1968. 120 с. с ил.
5. *Дорофеев Ю. Г.* Динамическое горячее прессование в металлокерамике. М., «Металлургия», 1972. 176 с. с ил.
6. *Дорофеев Л. Г.* — «Порошковая металлургия», 1966, № 8, с. 18—29 с ил.
7. *Бальшин М. Ю.* Порошковое металловедение. М., Металлургиздат, 1948. 332 с. с ил.
8. *Дорофеев Ю. Г., Гончаров И. Н.* Процесс уплотнения стружки при ее брикетировании. Труды НПИ. Новочеркасск, Книжное издательство, 1960, 22 с. с ил.
9. *Ковальченко М. С.* — «Порошковая металлургия», 1973, № 10, с. 16—22 с ил.
10. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Фефер В. Я.* — «Порошковая металлургия», 1973, № 12, с. 7—13 с ил.
11. Теория обработки металлов давлением. М., Металлургиздат, 1963. 672 с. с ил. Авт.: И. Я. Тарновский, А. А. Поздеев, О. А.

Ганаго, В. Л. Колмогоров, В. Н. Трубин, Р. А. Вайсбурд, В. И. Гарновский.
12. *Жданович Г. М.* Теория прессования металлических порошков. М., «Металлургия», 1969. 264 с. с ил.
13. *Бальшин М. Ю.* Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна. М., «Металлургия», 1972. 536 с. с ил.
14. *Оделевский В. И.* — ЖТФ, 1951, т. XXI, № 6, с. 667.
15. *Дорофеев Ю. Г., Попов С. Н.* — «Порошковая металлургия», 1971, № 2, с. 44—51 с ил.
16. *Качанов Н. Н., Миркин Л. И.* Рентгенографический анализ. М., Машгиз, 1960, 216 с. с ил.
17. *Грузин П. Л.* — В кн.: Проблемы металловедения и физики металлов. М., Металлургиздат, 1952, с. 201.
18. *Дорофеев Ю. Г., Мураль В. В., Пруцаков В. Т., Ламков К. К.* — «Порошковая металлургия», 1972, № 10, с. 25—29 с ил.
19. *Дорофеев Ю. Г., Жердицкий Н. Т., Пруцаков В. Т.* и др. — «Порошковая металлургия», 1972, № 4, с. 36—39 с ил.
20. *Дорофеев Ю. Г., Мураль В. В., Жердицкий Н. Т.* и др. — «Порошковая металлургия», 1972, № 11, с. 29—32 с ил.
21. *Криштал М. А.* Диффузионные процессы в железных сплавах. М., Металлургиздат, 1963. 277 с. с ил.
22. Физическое металловедение. Т. 2. Под ред. Р. Кана. М., «Мир», 1968, 490 с. с ил.
23. *Петрдлик М.* Загрязнения и примеси в спеченных металлах. М., «Металлургия», 1971. 175 с. с ил.
24. *Чувпило А. В.* Новое в теории и технике приготовления порошковых смесей. М., изд. ВНИИЭМ, 1964. 2 с. с ил.
25. *Дорофеев Ю. Г., Скориков Е. А., Антонов Б. А.* и др. Авт. свид. № 405659. — «Открытия, изобретения, промышл. обр., тов. знаки», 1973, № 45, с. 43.
26. *Федорченко И. М., Чайка Б. И.* — «Порошковая металлургия», 1965, № 1, с. 45—51 с ил.
27. *Гудремон Э.* Специальные стали. Т. I. М., «Металлургия», 1966. 736 с. с ил.
28. *Федорченко И. М., Андриевский Р. А.* Основы порошковой металлургии. Киев, изд. АН УССР, 1963. 420 с. с ил.
29. *Чиркин В. С.* Теплофизические свойства металлов. М., Физматгиз, 1959. 356 с. с ил.
30. *Бояринцев Д. И.* — ЖТФ, 1950, т. XX, № 9, с. 1084—1098 с ил.
31. *Криштал М. А., Пигузов Ю. В., Головин С. А.* Внутреннее трение в металлах и сплавах. М., «Металлургия», 1964. 245 с. с ил.
32. *Кэ Тин-Суй.* — В кн.: Упругость и неупругость металлов. М., ИЛ, 1954, с. 198—337 с ил.
33. *Горелик С. С.* Рекристаллизация металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1967. 403 с. с ил.
34. *Постников В. С.* Внутреннее трение в металлах. М., «Металлургия», 1974. 351 с. с ил.
35. *Ван Бюрен.* Дефекты в кристаллах. М., ИЛ, 1962. 584 с. с ил.
36. *Gull G. W.* — «Powder Metallurgy», 1970, v. 13, № 26, p. 156.
37. *Блантер М. Е.* Фазовые превращения при термической обработке стали. М., «Металлургия», 1962. 268 с. с ил.
38. *Бернштейн М. Л.* Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1968. 1171 с. с ил.
39. *Кидин И. Н.* Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1969. 375 с. с ил.

40. *Кидин И. Н.* Термическая обработка стали при индукционном нагреве. М., Металлургиздат, 1950. 316 с. с ил.
41. *Берштейн М. Л., Мамян С. Г., Фельгина С. Б.* и др.—«В кн.: Технология автомобилестроения. М., изд. НИИТАвтопром, 1970, с. 14—18 с ил.
42. *Куркулов Е. Н., Шутова Т. И.* — В кн.: Горячее прессование. Киев, ОНТИ ИПМ АН УССР, 1975, с. 237—239 с. с ил.
43. *Фридель Ж.* Дислокации. М., «Мир», 1967. 643 с. с ил.
44. *Резников Г. Т., Ермаков С. С., Сидоров А. Ф.* — В кн.: Влияние технологических процессов на образование структуры (Труды III Международной конференции по порошковой металлургии в ЧССР, Карловы Вары). Т. 3. Острава, изд. Дома техники, 1970, с. 76—84 с ил.
45. *Меськин В. С.* Основы легирования стали. М., «Металлургия», 1964. 684 с. с ил.
46. *Радомысельский И. Д.* Термическая и химико-термическая обработка металлокерамических изделий. Киев, изд. АН УССР, 1970. 40 с. с ил.
47. *Крагельский И. В., Чупилко Г. Е., Чичинадзе А. В.* Процессы трения в тормозах автоколес. М., изд. АН СССР, 1955. 190 с. с ил.
48. *Слысь И. Г., Перепелкин А. В., Федороченко И. М.* — «Порошковая металлургия», 1973, № 9, с. 24—29 с ил.
49. *Манукян Н. В., Пугин В. С., Карапетян Г. Х.* — «Труды всесоюзной научно-технической конференции по металлокерамическим материалам и изделиям», Ереван, Книжное издательство, 1973, с. 180—185.
50. *Альтман А. Б.* — «Изв. АН СССР. Металлургия и топливо», 1959, № 4, с. 135—141 с ил.
51. *Грацианов Ю. А., Герасименко А. А.* Получение постоянных магнитов с высокой магнитной энергией. М., ГОСИНТИ, 1963, с. 3—20 с ил.
52. *Альтман А. Б., Гладышев А. П., Иванов А. Л.* и др. Авт. свид. № 158908. — «Бюл. изобр. и товар. знаков», 1963, № 23, с. 22.
53. *Бенар Ж.* Окисление металлов. Т. I. Пер. с франц. М., «Металлургия», 1969. 444 с. с ил.
54. *Кутьков А. А., Дорофеев Ю. Г., Корнопольцев Н. В.* и др. Авт. свид. № 308074. — «Открытия, изобретения, промышл. обр., тов. знаки», 1971, № 21, с. 92.
55. *Долгалевский Я. М.* Литые магниты из сплавов магнико. М., «Машиностроение, 1964. 151 с. с ил.
56. *Каган Я. И., Терлецкий В. Е., Бундур Г. К.* и др. — В кн.: Электротехнические металлокерамические изделия. М., изд. ВНИИЭМ, 1965, с. 41—48 с ил.
57. *Dietrich H.* — «Zeischrift für Metallkunde», 1961, № 4, s. 52.
58. *Чехова О. А.* Магнитномягкие металлокерамические материалы. Киев, изд. АН УССР, 1959, 30 с. с ил.
59. *Большеченко А. Г., Радомысельский И. Д., Панасюк О. А.* и др.— «Порошковая металлургия», 1972, № 12, с. 34—37 с ил.
60. *Крагельский И. В.* Трение и износ. М., «Машиностроение», 1968. 480 с. с ил.
61. *Власов В. И., Камолова Е. Ф.* Литая высокомарганцовистая сталь. М., Машгиз, 1963. 195 с. с ил.
62. *Тененбаум М. М.* Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин. М., «Машиностроение», 1966. 331 с. с ил.

63. *Хрущов М. М., Бабичев М. А.* Абразивное изнашивание. М., «Наука», 1970. 252 с. с ил.
64. *Юдицкий А. И., Гречишкин Ф. И.* — В кн.: Технология и организация производства. Киев, изд. УкрНИИНТИ, 1971, с. 58—60 с ил.
65. *Дымченко В. А.* Авт. свид. № 211792. — «Изобретения, промышленные обр. и тов. знаки», 1968, № 8, с. 93.
66. *Львовский М. М., Дорофеев Ю. Г., Жердицкий Н. Т.* Авт. свид. № 394449. — «Открытия, изобретения, промышл. обр. и тов. знаки», 1973, № 34, с. 95.
67. *Радомысельский И. Д.* — «Порошковая металлургия», 1967, № 10, с. 63—75 с ил.
68. *Плишко Д. С.* — «Вестник машиностроения», 1960, № 8, с. 22—26 с ил.
69. *Геллер Ю. А.* Инструментальные стали. М., «Металлургия», 1968. 568 с. с ил.
70. *Раковский В. С.* — «Сталь», 1948, № 12, с. 1119—1124 с ил.
71. *Строева К. М., Юрченко М. А.* — В кн.: Использование метода ДГП в стружковой и порошковой металлургии. Ростов н/Д, Ростиздат, 1966, с. 39—52 с ил.
72. *Радомысельский И. Д., Клименко В. Н., Власюк И. В.* — «Порошковая металлургия», 1970, № 2, с. 32—37 с ил.
73. *Кларк Ф.* Новейшие методы порошковой металлургии. М., Атомиздат, 1965. 224 с. с ил.
74. *Дорофеев Ю. Г., Петров А. К., Ципунов А. Г.* и др. — «Порошковая металлургия», 1973, № 2, с. 56—60 с ил.
75. *Рыкалин Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. М., Машгиз, 1951. 296 с. с ил.
76. *Багрянский К. В., Добротина З. А., Хренов К. К.* Теория сварочных процессов. Харьков, изд. Харьковского университета, 1968. 503 с. с ил.
77. *Соколов Е. В.* Справочник по сварке. Т. I. М., Машгиз, 1960, 100 с. с ил.
78. *Патон Б. Е.* Технология электродуговой сварки плавления. М.—Киев, Машгиз, 1962. 663 с. с ил.
79. *Аксельрод Ф. А., Зайцев М. П., Злобин Г. И.* Контактная сварка. М., «Высшая школа», 1964. 464 с. с ил.
80 *Проскуряков Ю. Г.* Технология упрочняюще-калибрующей обработки металлов. М., «Машиностроение», 1971. 208 с. с ил.
81. *Маталин А. А.* Технологические методы повышения долговечности. Киев, «Техніка», 1971. 142 с. с ил.
82. *Даниелян А. М.* Износ инструмента и тепловые явления при резании металлов. М., Машгиз», 1946. 231 с. с ил.
83. *Белькевич Б. А.* Обработка металлокерамических материалов резанием. Минск, «Наука и техніка», 1965. 100 с. с ил.
84. *Кравченко В. Ф.* — «Изв. вузов», 1965, № 12, с. 145—150 с ил.
85. *Артамонов А. Я.* Влияние условий обработки на физико-механическое состояние металлокерамических материалов. Киев, «Наукова думка», 1965. 263 с. с ил.
86. *Кравченко В. Ф., Лютквич Г. Г., Устименко В. И.* — «Порошковая металлургия», 1973, № 10, с. 93—96 с ил.
87. *Исаев А. И.* Процесс образования поверхностного слоя при обработке металлов резанием. М., Машгиз, 1950, 358 с. с ил.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение 3

Глава I. Характеристика основных явлений, наблюдаемых при ДГП 5

1. Основные особенности метода 5
2. Процесс уплотнения 7
3. Деформация нагретых пористых заготовок и материала частиц 18
4. Механизм сращивания на контактных поверхностях частиц 34
5. Структурообразование материала 44
6. Диффузионные процессы 57

Глава II. Технология ДГП и рекомендации по выбору ее оптимальных параметров 69

1. Исходные материалы для ДГП 69
2. Заготовки 74
3. Нагрев заготовок 77
4. Горячая допрессовка заготовок 80
5. Качество изделий 88

Глава III. Углеродистые порошковые стали 91

1. Влияние состава и параметров технологии на структуру и механические свойства сталей 92
2. Влияние структурных и технологических факторов на теплофизические свойства сталей 101
3. Термическая устойчивость структурного состояния и отжиг 108
4. Закалка и отпуск 118
5. Цементация 130
6. Износостойкость и эксплуатационные свойства . . 132

Глава IV. Легированные порошковые стали и материалы специального назначения 135

1. Конструкционные материалы 135
2. Антифрикционные материалы 152
3. Постоянные магниты 159
4. Магнитномягкие материалы 168
5. Износостойкие материалы 175
6. Быстрорежущие стали 185

Глава V. Технологические свойства материалов 189

1. Сварка порошковых сталей 190
2. Упрочняюще-калибрующая обработка 202
3. Обрабатываемость резанием 209

Список литературы 213

62 коп.

«МЕТАЛЛУРГИЯ»